

---

# **Entwicklung von Austenitisch- Ferritischem Gusseisen (ADI) aus EN-JS2070: Mikrostruktur, mechanische Eigenschaften und deren Auswirkung auf die Oberflächenbearbeitung durch das Maschinelle Oberflächenhämmern**

---

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften  
der Technischen Universität Darmstadt

zur Erlangung des Grades  
eines Doktors der Ingenieurwissenschaften  
(Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation von

**Dipl.-Ing. Jan Scheil**  
aus Emsdetten

Hauptberichterstatter: Prof. Dr. Clemens Müller  
Nebenberichterstatter: Prof. Dr. Matthias Oechsner

Tag der Einreichung: 23.02.2016  
Tag der mündlichen Prüfung: 19.04.2016

Darmstadt 2016

D17



---

## Inhaltsverzeichnis

---

<b>1. .... Einleitung</b>	<b>1</b>
 <b>2. .... Literaturübersicht</b>	 <b>4</b>
2.1    Presswerkzeuge in der Automobilindustrie	4
2.2    Maschinelles Oberflächenhämmern	5
2.3    Gusseisen	8
2.4    Austenitisch-ferritisches Gusseisen (ADI)	10
2.4.1  Austenitisierungstemperatur $T_\gamma$	12
2.4.2  Austenitisierungsdauer $t_\gamma$	14
2.4.3  Ausferritisierungstemperatur $T_{\text{aus}}$	15
2.4.4  Ausferritisierungsdauer $t_{\text{aus}}$	18
2.4.3  Einsatzgebiete von ADI	20
2.5    Metastabiler Austenit	22
2.5.1  Mechanische Stabilisierung	23
2.5.2  Chemische Stabilisierung	23
2.5.3  Umwandlung in Martensit	24
2.6    Fragestellung der Arbeit	27
 <b>3 ..... Experimentelle Durchführung</b>	 <b>29</b>
3.1    Verwendeter Werkstoff & ADI-Wärmebehandlung	29
3.2    Gefügecharakterisierung	29
3.2.1  Präparation der Schliffe	29
3.2.2  Metallographie	29
3.2.3  Mikroskopie	31
3.2.4  Quantitative Bestimmung der ADI Gefügeparameter mittels Licht- und Elektronenmikroskopie	32
3.2.5  Röntgendiffraktometrische Messungen	33
3.3    Mechanische Charakterisierung	36
3.3.1  Härtemessungen	36
3.3.2  Druckversuche	38
3.3.3  Zugversuche	39
3.4    Fräsversuche	39
3.5    Maschinelles Oberflächenhämmern	40
3.6    Rauheitsmessung	41
3.7    Differenzkalorimetrie (DSC)	41
3.8    Vibrationsmagnetometer (VSM)	43
3.9    Finite Elemente Methode (FEM)	43

<b>4 .....</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>46</b>
4.1	Charakterisierung von EN-JS2070 (Anlieferungszustand)	46
4.2	Hämmern von EN-JS2070	48
4.3	Fräsen von EN-JS2070	48
4.4	ADI-Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften	49
4.4.1	Einfluss der Austenitisierungstemperatur $T_\gamma$ auf $X_\gamma$ , $C_\gamma$ und die mechanischen Eigenschaften	49
4.4.2	Einfluss der Austenitisierungsdauer $t_\gamma$ auf die ehemalige Austenitkorngröße und den Sphärolitanteil	54
4.4.3	Einfluss der Ausferritisierungstemperatur $T_{aus}$ auf $C_\gamma$ und $X_\gamma$	55
4.4.4	Einfluss der Ausferritisierungsdauer $t_{aus}$ auf die Stabilisierung des Austenits	59
4.5	Mikrohärte der Gefügebestandteile	61
4.6	Austenit/Martensit Umwandlung in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit	63
4.6.1	Umwandlung durch Unterkühlung	64
4.6.2	Umwandlung durch mechanische Verformung	66
4.6.3	FEM-Analyse	72
4.7	Fräsen von ADI	73
4.8	Hämmern von ADI	75
4.8.1	Einglättung der Frässtruktur	76
4.8.2	Aufhärtung durch Hämmern	80
<b>5 .....</b>	<b>Diskussion</b>	<b>83</b>
5.1	Gefügeentwicklung mit den ADI-Wärmebehandlungsparametern	83
5.1.1	Einfluss der Austenitisierung auf das ADI Gefüge und die mechanischen Eigenschaften	83
5.1.2	Einfluss der Ausferritisierung auf das ADI Gefüge und die mechanischen Eigenschaften	89
5.1.3	ADI-Gefügeeinstellung für das Maschinelle Oberflächenhämmern	90
5.2	Energiebetrachtung der Austenit/Martensit Umwandlung	92
5.3	Mechanische Bearbeitung von ADI	96
5.4	Handlungsrichtlinien zur ADI-Wärmebehandlung an EN-JS2070 und dessen mechanischer Bearbeitung	97
<b>6 .....</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>99</b>
<b>7 .....</b>	<b>Ausblick</b>	<b>102</b>
<b>8 .....</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>103</b>



---

<b>9 .....</b>	<b>Anhang</b>	117
9.1	Zusammensetzung von EN-JS2070	117
9.2	Text der pcr-Datei zur Rietveld-Verfeinerung	118

---

## Abbildungsverzeichnis

---

Abbildung 2-1: Schematische Darmstellung des Tiefziehens [1].....	4
Abbildung 2-2: Adhäsions- und Abrasionsschäden an einem Tiefziehwerkzeug [5].....	5
Abbildung 2-3: Schematischer Aufbau des Hammersystems mit wichtigen Prozessparametern nach [10] .....	6
Abbildung 2-4: Hämmern eines Umformwerkzeuges durch einen Roboter. Als Hammerkopf dient ein pneumatisch angetriebenes System [15] .....	7
Abbildung 2-5: Oberfläche von EN-JS2070 vor und nach dem maschinellen Oberflächenhämmern [16].....	7
Abbildung 2-6: HiFIT-Gerät (links) und Nachbehandlungsspur am Schweißnahtübergang (rechts) [19].....	8
Abbildung 2-7: — Metastabiles System Eisen Kohlenstoff und - - stabiles System Eisen-Graphit Phasendiagramm; Phasen: Schmelze (S), Austenit (A), Ferrit (F), Zementit (Z), Graphit (G). Nach [23].....	9
Abbildung 2-8: Schematischer Verlauf der Spannung $\sigma_y$ an einer Kerbe unter äußerer Last $\sigma$ . Links rein elastisch. Rechts mit plastischer Verformung. Nach [23]. .....	9
Abbildung 2-9: Verlauf des E-Moduls von spärolitischem Gusseisen mit der Spannung nach [25]..	10
Abbildung 2-10: Spezifische Festigkeit (Zugfestigkeit/Dichte) verschiedener Werkstoffe. Nach [29, 30, 31, 32, 22].....	11
Abbildung 2-11: Temperaturführung der ADI Wärmebehandlung .....	12
Abbildung 2-12: Ausschnitt aus dem stabilen Eisen-Kohlenstoff Diagramm .....	13
Abbildung 2-13: Mittlerer Austenitkorndurchmesser in Abhängigkeit der Austenitisierungsdauer für verschiedene Austenitisierungstemperaturen von einem Gusseisen mit der Zusammensetzung: 3,32 gew. % C, 2,52 gew. % Si, 0,29 gew. % Mn, 0,037 gew. % P, 0,015 gew. % S und 0,54 gew. % Mg [31] .....	13
Abbildung 2-14: Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die die Streckgrenze bei einer Ausferritisierungstemperatur von 400 °C nach [32].....	14
Abbildung 2-15: Kohlenstoffgehalt im Austenit als Funktion der Austenitisierungsdauer nach [31]. .....	15
Abbildung 2-16: Ausschnitt aus dem ZTU-Diagramm für ein Gusseisen der Zusammensetzung 3.2% C, 2.4% Si, 0.21% Mn, 0.59% Ni, 0.62% Cu und 0,13 Mo. A = Austenit, G = Graphit; B = Bainit / Ausferrit, K = Karbid, M = Martensit [33] .....	15
Abbildung 2-17: Isoplethe durch das Phasendiagramm von Fe-C-2.5 gew. % Si. Mit metastabiler $\gamma/(\alpha+\gamma)$ Phasengrenze und der Martensitstart- und Martensitfinishtemperatur [36].....	16
Abbildung 2-18: Kohlenstoffgehalt als Funktion der Ausferritisierungstemperatur nach Putatunda [38, 39].....	17
Abbildung 2-19: Rockwell-Härte für verschiedene Ausferritisierungstemperaturen nach [41] .....	18

Abbildung 2-20: Spannungs-Dehnungsdiagramm unter Zugverformung bei unterschiedlichen Ausferritisierungstemperaturen (links). Verfestigungsexponent in Abhängigkeit der Ausferritisierungstemperatur (rechts) [42].	18
Abbildung 2-21: Mikrostrukturentwicklung nach 45 und 95 Minuten im Salzbad bei 260 °C eines ehemals ferritsch-pelritischen Gusseisen (< 5% Perlit). $\delta = 0\%$ bedeutet verformungsfrei [43]	19
Abbildung 2-22: Idealisierter Verlauf des Austenitgehaltes, der nach der Wärmebehandlung bei Raumtemperatur vorliegt, als Funktion der Ausferritisierungsdauer $t_{\text{aus}}$ [44].	19
Abbildung 2-23: Verlauf der Härte als Funktion der Ausferritisierungsdauer für verschiedene Ausferritisierungstemperaturen nach Abkühlung auf Raumtemperatur [46].	20
Abbildung 2-24: Kurbelwelle eines Kompressors für ein Kühlaggregat als erste kommerzielle Anwendung von ADI durch die Firma Tecumseh Products im Jahr 1972. Nach [48].	21
Abbildung 2-25: Einsatz von ADI bzw. Verteilung der Marktanteile in den USA nach [52]	22
Abbildung 2-27: Freie Enthalpien von Austenit und Martensit bei verschiedenen Temperaturen nach [65].	24
Abbildung 2-28: Orientierungsbeziehung zwischen dem kubisch-flächenzentrierten Wirtsgitter (grün) und der Martensitphase (blau) nach Bain (a), Nishiyama-Wassermann (b) und Kurdjumov-Sachs (c). Die roten Pfeile geben die Bewegungsrichtung bei der Initiierung der Umwandlung an und die grauen die invariante Richtung, die von beiden geteilt wird. [82].	26
Abbildung 3-1: Gefüge bei einer Ausferritisierungszeit von 30 Minuten unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts). $T_{\gamma} = 920\text{ °C}$ ; $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$	30
Abbildung 3-2: Schematische Darstellung zur Entstehung von Kikuchi-Linien (links) und Kikuchi-Pattern eines Si-Einkristalls [87].	31
Abbildung 3-3: EBSD Messung an einer Probe mit einer Austenitisierungstemperatur von 920 °C vor (links) und nach (rechts) den Cleanup-Operationen.	33
Abbildung 3-4: Beugungsspektren für verschiedene Ausferritisierungsdauern $t_{\text{aus}}$ bei 350 °C. $T_{\gamma} = 920\text{ °C}$ ; $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ .	35
Abbildung 3-5: Messfeld nach der Indentation mit einem Berkovich-Indenter unter 30 mN mit Vickers-Orientierungseindrücken	37
Abbildung 3-6: Schematische Darstellung der Krafteindringkurve mit den zugehörigen Kennwerten nach [98].	38
Abbildung 3-7: Mittlere Rauheit $R_a$ (links sowie gemittelte Rautiefe $R_z$ (rechts) [101]	41
Abbildung 3-8: Schematischer Aufbau der DWDK	42
Abbildung 3-9: Temperatur-Zeit-Verlauf für die DSC-Messungen	42
Abbildung 3-10: Schematische Darstellung des VSM-Messprinzips nach [106].	43
Abbildung 3-11: FEM-Modell bei Kontakt der Kugel mit der Oberfläche. Dargestellt ist die Spannungsverteilung nach von Mises.	45

Abbildung 4-1: Grundgefüge von EN-JS2070 in der Übersicht (links) und Aufnahme eines Ferrithofes um einen Graphitsphärolit (rechts).....	46
Abbildung 4-2: Phosphideutektikum in EN-JS2070.....	46
Abbildung 4-3: Fließkurve von EN-JS2070 im Anlieferungszustand .....	47
Abbildung 4-4: Diffraktogramm von EN-JS2070 im Grundzustand. Reflexe von $\text{Fe}_3\text{C}$ von links nach rechts: $(121)/(210)$ , $(211)$ , $(102)$ , $(131)$ , $(221)$ , $(230)/(040)$ nach $[108]$ .....	47
Abbildung 4-5: Härteverlauf einer gefrästen Probe aus EN-JS2070.....	49
Abbildung 4-6: Proben austenitisiert bei 825 °C (links) und 875 °C (rechts). In Wasser abgeschreckt unter Beraha I Ätzung.....	50
Abbildung 4-7: Gefüge bei einer Ausferritisierungstemperatur von 875 °C (oben) und 1020 °C (unten) unter Nital-Ätzung.....	51
Abbildung 4-8: Ehemalige mittlere Austenitkorngröße und Austenitgehalt als Funktion der Austenitisierungstemperatur. Die Proben wurden nach der Wärmebehandlung an Luft abgekühlt. $t_\gamma = 240$ ; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 180$ min .....	51
Abbildung 4-9: EBSD IPF-Map nach Cleanup-Prozessen bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen. $t_\gamma = 240$ ; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 180$ min .....	52
Abbildung 4-10: Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge als Funktion der Austenitisierungstemperatur. $t_\gamma = 240$ ; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 180$ min.....	52
Abbildung 4-11: Verlauf des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit als Funktion der Austenitisierungstemperatur. $t_\gamma = 240$ ; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 180$ min.....	53
Abbildung 4-12: Verlauf der Brinellhärte als Funktion der Austenitisierungstemperatur. Die Proben wurden nach der Wärmebehandlung an Luft abgekühlt. $t_\gamma = 240$ ; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 180$ min .....	53
Abbildung 4-13: Verlauf der Fließspannung und des Verfestigungsexponenten als Funktion der Austenitisierungstemperatur. $t_\gamma = 240$ ; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 180$ min.....	54
Abbildung 4-14: Austenitkorngröße als Funktion der Austenitisierungsdauer. $T_\gamma = 920$ °C ; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 180$ min.....	55
Abbildung 4-15: Gefüge unter Nital-Ätzung (rechts) bei verschiedenen Ausferritisierungstemperaturen. $T_\gamma = 920$ °C; $t_\gamma = 240$ min; $t_{\text{aus}} = 180$ °min .....	56
Abbildung 4-16: Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge als Funktion der Ausferritisierungstemperatur bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen. $t_\gamma = 240$ min und $t_{\text{aus}} = 180$ min.....	57
Abbildung 4-17: Kohlenstoffgehalt als Funktion der Ausferritisierungstemperatur bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen. $t_\gamma = 240$ min und $t_{\text{aus}} = 180$ min.....	57
Abbildung 4-18: Fließspannung, Brinellhärte und Verfestigungsexponent bei verschiedenen Ausferritisierungstemperaturen. $T_\gamma = 920$ °C; $t_\gamma = 240$ min; $t_{\text{aus}} = 180$ min .....	58

Abbildung 4-19: Gefüge bei einer Ausferritisierungszeit von 30 Minuten unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts). $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ .....	59
Abbildung 4-20: Gefüge bei einer Ausferritisierungszeit von 90, 180 und 4800 Minuten (von oben nach unten) unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts). $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ .....	60
Abbildung 4-21: Brinellhärte und Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge als Funktion der Ausferritisierungs-dauer. $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ .....	61
Abbildung 4-22: Mikrostruktur unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts) In der Mitte befindet sich ein Phosphid-eutektikum. $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	62
Abbildung 4-23: Gefüge nach der Druckverformung mit 50 kN unter Beraha I-Ätzung. Die Belastung erfolgte in horizontaler Richtung. $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	62
Abbildung 4-24: Mikrohärtemessungen mit einer Last von 15 g an den Gefügebestandteilen Martensit, Ferrit und Austenit vor und nach einer Druckverformung mit 50 kN. $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	63
Abbildung 4-25: Mikrostruktur der verwendeten Wärmebehandlungszustände unter Nital-Ätzung. Links: $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ ; Rechts mit Härteabdrücken: $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	64
Abbildung 4-26: DSC-Signal bei der Unterkühlung zur Ermittlung der Martensitstarttemperatur. 65	
Abbildung 4-27: Magnetisierung und DSC-Signal bei der Unterkühlung zur Ermittlung der Martensitstarttemperatur.....	66
Abbildung 4-28: Fließkurven nach den Wärmebehandlungen.....	67
Abbildung 4-29: Doppellogarithmische Auftragung der wahren Spannung gegen die plastische Dehnung. ....	68
Abbildung 4-30: EBSD Aufnahme eines Indentierungsfeldes. Links: Phasenverteilung (rot: Ferrit/Martensit; grün: Austenit). Rechts: IPF-Map von Austenit. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	69
Abbildung 4-31: Härte der metastabilen austenitischen und martensitischen Bereiche beider Wärmebehandlungszustände.....	69
Abbildung 4-32: Last-Eindringkurve mit mehrmaligen Pop-ins (links) und ohne ohne Pop-In (rechts). Die Indentierung erfolgte in einen austenitisch-ferritischen Mischbereich. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	70
Abbildung 4-33: Kraft-Eindring-Kurve einer Nanoindentationsmessung bei der Martensit nachgewiesen wurde. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	71
Abbildung 4-34: Ausschnitt aus der Kraft-Eindring-Kurve einer Nanoindentationsmessung bei der Martensit nachgewiesen wurde. Außerdem Steigungen bei den, in Abbildung 4-33, markierten Pop-ins 1 und 2. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	71

Abbildung 4-35: Phasenverteilung (grün Austenit; rot Ferrit/Martensit) und IPF-Map von Ferrit/Martensit. Das Material wurde bis zu einer Tiefe 1,2 µm abgetragen .....	72
Abbildung 4-36: ECCI-Aufnahme des Indents der eine martensitische Umwandlung gezeigt hat (Abbildung 4-33). Die Martensitnadeln sind durch rote Pfeile gekennzeichnet. Das Material wurde bis zu einer Tiefe 1,2 µm abgetragen .....	72
Abbildung 4-37: Spannungsverlauf nach von Mises beim Aufprall der Kugel als Funktion des Abstands von der Oberfläche des Materials. ....	73
Abbildung 4-38: Härtetiefenverlauf von Probe 2 (Fräsen unter 0°) nach dem Fräsen .....	74
Abbildung 4-39: Diffraktogramme der Proben 2 (links unten) und 5 (rechts unten) nach dem Fräsen. Als Referenz ist jeweils unten das Diffraktogramm nach der Wärmebehandlung abgebildet ....	75
Abbildung 4-40: Lasermikroskopische Aufnahme einer gefrästen Probe. $T_\gamma = 875\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	76
Abbildung 4-41: $R_a$ und $R_z$ vor (blau) und nach (rot) dem Hämmern mit einem Hammerkopfdurchmesser von 6 mm. Vergleich mit den besten Rauheitswerten des Anlieferungszustands nach dem Hämmern (ohne ADI-Wärmebehandlung) [11] .....	77
Abbildung 4-42: Topografie der Probe K1 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 6 mm. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	77
Abbildung 4-43: Topografie der Probe K3 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 6 mm. $T_\gamma = 875\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	78
Abbildung 4-44: Topografie der Probe K2 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 6 mm. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	78
Abbildung 4-45: $R_a$ und $R_z$ vor (blau) und nach dem Hämmern (rot) mit einem Hammerkopfdurchmesser von 20 mm. Vergleich mit den besten Rauheitswerten nach dem Hämmern des Anlieferungszustands (ohne ADI-Wärmebehandlung) [11] .....	79
Abbildung 4-46: Topografie der Probe K2 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	79
Abbildung 4-47: Topografie der Probe K1 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	80
Abbildung 4-48: Topografie der Probe K3 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm. $T_\gamma = 875\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	80
Abbildung 4-49: Oberflächenhärte der Proben K1, K2 und K3 vor und nach dem Oberflächenhämmern mit einem Hammer-kopfdurchmesser von 6 mm und 20 mm .....	81
Abbildung 4-50: Brinellhärte und Anteil an metastabilem Austenit bei verschiedenen Oberflächenbehandlungen. $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	82
Abbildung 5-1: Anteil an metastabilem Austenit als Funktion der Austenitkorngröße. $t_\gamma = 240$ ; $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	83

Abbildung 5-2: Schematischer Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf den Anteil an metastabilem Austenit und dessen Größe .....	84
Abbildung 5-3: Auftragung von $\ln k$ gegen $1/T$ zur Ermittlung der Aktivierungsenergie für die Migration von Großwinkel-korngrenzen.....	85
Abbildung 5-4: Abhängigkeit der Brinellhärte vom Anteil an metastabilem Austenit. $T_\gamma = 875-1020$ °C; $t_\gamma = 4$ h; $T_{\text{aus}} = 350$ °C; $t_{\text{aus}} = 90$ min.....	86
Abbildung 5-5: Hall-Petch Beziehung als Funktion der ehemaligen Austenitkörngröße.....	87
Abbildung 5-6: Berechnetes Produkt aus dem Anteil an metastabilem Austenit $X_\gamma$ und dem Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit $C_\gamma$ als Funktion der Ausferritisierungstemperatur. ....	88
Abbildung 5-7: Schematischer Einfluss der Ausferritisierungstemperatur auf den Anteil an metastabilem Austenit und dessen Größe .....	89
Abbildung 5-8: Anteil an metastabilem Austenit als Funktion der Austenitisierungstemperatur und der Ausferritisierungstemperatur bei konstanter Austenitisierungs- (4h) und Ausferritisierungsdauer (3h).....	91
Abbildung 5-9: Fläche unter der Kraft-Verformungskurve bis zur Martensitbildung .....	94

---

## Tabellenverzeichnis

---

Tabelle 2-1: Eigenschaften (Mindestwerte von ADI nach ASTM A 897 und DIN EN 1564 [22, 45]) .....	21
Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung von EN-JS 2070 nach 9.1 .....	29
Tabelle 3-2: Verwendete Fräsparameter .....	40
Tabelle 3-3: Hämmerparameter für das mehrmalige Hämmern .....	40
Tabelle 4-1: Mechanische Kennwerte von EN-JS2070 .....	47
Tabelle 4-2: Minimale und maximale Aufhärtung und Einglättung hinsichtlich $R_a$ und $R_z$ beim Hämmern von EN-JS2070 .....	48
Tabelle 4-3: Austenitgehalte der Proben vor und nach dem Fräsen. Fräsparameter siehe Tabelle 3-2 .....	75
Tabelle 5-1: Konstante Parameter für Gleichung 5-6 zur Beschreibung des Anteils an metastabilem Austenit im ADI als Funktion von Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur .....	90
Tabelle 5-2: Schematischer Verlauf des Kohlenstoffgehalts im metastabilen Austenit und dessen Anteil in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur. ....	92
Tabelle 5-3: Martensitstarttemperatur, Kohlenstoffgehalt und Energiedichte für die thermische Martensiterzeugung in den beiden Wärmebehandlungszuständen .....	93
Tabelle 5-4: Notwendige Energiedichte für thermische, globale und lokale Martensitbildung in ADI und die Energiedichte die durch den Kugelaufprall während des Hämmern zur Verfügung gestellt wird. ....	95
Tabelle 5-5: Wärmebehandlungsparameter um im Werkstoff EN-JS2070 ein ADI-Gefüge zu erzeugen .....	97
Tabelle 5-6: Hämmerparameter die zur optimalen Aufhärtung und Einglättung führen vom ADI führen. $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ; $t_\gamma = 240\text{ min}$ ; $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ; $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .....	98



---

## Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

---

### Lateinische Zeichen und Abkürzungen

$A$	Absorptionsfaktor
$A_c$	Kontaktfläche
$A_{kerb}$	Kerbschlagarbeit
$a$	Eindruckabstand
$a_{kerb}$	Breite der Kerbe
$ADI$	Austenitisch ferritisches Gusseisen ( <u>a</u> ustempered <u>d</u> uctile <u>i</u> ron)
$ASTM$	American Society for Testing and Materials
$A5$	Bruchdehnung
$B$	Dehnungsmatrix nach <i>Bain</i>
$C_\alpha$	Kohlenstoffgehalt im Ferrit
$C_{\alpha'}$	Kohlenstoffgehalt im Martensit
$C_\gamma$	Kohlenstoffgehalt im Austenit bei bzw. nach der Ausferritisierung
$C_{\gamma^0}$	Kohlenstoffgehalt im Austenit vor der Ausferritisierung
$c$	Radius der plastischen Zone
$c_{kerb}$	Höhe der Kerbe
$c_p$	Wärmekapazität
$D$	Kugeldurchmesser
$d$	Hammerkopfdurchmesser
$d_{hkl}$	Netzebenenabstand
$d_{mittel}$	mittlerer Durchmesser eines Brinell- bzw. Vickers-Eindrucks
$d_\gamma$	mittlere Austenitkorngröße
$DSC$	Differenzkalorimetrie
$E$	E-Modul
$E_{i therm}$	Thermische Ernergiedichte
$E_x$	Extinktionsfaktor
EBSD	<u>E</u> lectron <u>b</u> ackscattering <u>d</u> iffraction
ECC	<u>E</u> lectron <u>C</u> hanneling <u>C</u> ontrast

---

---

$F$	Kraft
$F_{st}$	Normalkraft des Ziehstempels
$F_N$	Niederhalterkraft
$F(hkl)$	Strukturfaktor
$f$	Frequenz des Hammerkopfes
$FEM$	Finite Elemente Methode
$G(\theta)$	Geometriefaktor beim Winkel $\theta$
$H$	Härte
$H_{hkl}$	Flächenhäufigkeitsfaktor
$h$	Hub des Hammerkopfes
$h_a$	aktuelle Probenhöhe
$h_c$	Kontakttiefe
$h_o$	Anfangsprobenhöhe
$HB$	Brinellhärte
$HiFIT$	High Frequency Impact Treatment
$I_{hkl}$	Intensität der hkl-Ebenen
$K$	Konstante
$k_f$	Fließspannung
$l_\phi$	Bahnabstand der Bearbeitungsbahnen
$L(\theta)$	Lorentzfaktor beim Winkel $\theta$
$M_F$	Martensitfinishtemperatur
$M_s$	Martensitstarttemperatur
$MHP$	Maschinelles Oberflächenhämmern ( <u>m</u> achine <u>h</u> ammer <u>p</u> eening)
$n$	Verfestigungsexponent
$n_b$	Beugungsordnung
$p_{max}$	maximale Hertz'sche Spannung bei kontakt
$P(\theta)$	Polarisationsfaktor beim Winkel $\theta$
$R_a$	mittlere Rauhigkeit
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_z$	gemittelte Rautiefe

---



---

$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze
$r_c$	Kontaktradius
$RT$	Raumtemperatur
$T$	Temperatur
$t_B$	Bearbeitungszeit
$T_{aus}$	Ausferritisierungstemperatur
$t_{aus}$	Ausferritisierungsdauer
$T_{Ref}$	Referenztemperatur
$T_{ii}$	Übergangstemperatur (Enthalpie von Austenit größer ist als die vom Martensit)
$T_\gamma$	Austenitisierungstemperatur
$t_\gamma$	Austenitisierungsdauer
$v$	Geschwindigkeit des Hammerkopfes in Vorschubrichtung
$V_{AM}$	Volumenzunahme bei der Austenit/Martensit Transformation
$VSM$	Vibrationsmagnetometer
$W$	Energie
$X_\alpha$	Ferritgehalt
$X_{\alpha'}$	Martensitgehalt
$X_\gamma$	Austenitgehalt

### Griechische Symbole

$\alpha$	Bahnorientierungswinkel
$\beta_i$	Auftreffwinkel des Hammerkopfes auf die Oberfläche
$\gamma$	Scherdehnung
$\Delta G_{mech}$	Differenz-Enthalpiebetrag durch mechanische Verformung
$\Delta G_{RT}$	Differenz-Enthalpiebetrag bei Raumtemperatur
$\Delta G_s$	Differenz-Enthalpiebetrag (nötig für Austenit /Martensit Transformation)
$\Delta T$	Temperaturdifferenz
$\varepsilon$	Dehnung
$\theta$	Winkel zwischen Elektronenstrahl und Netzebene

---

$\lambda$	Wellenlänge
$\sigma$	Spannung
$\sigma_{y \max}$	maximale Spannung am Kerbgrund
$\tau$	Scherspannung
$\varphi$	Umformgrad
$\psi$	äquivalenter Konuswinkel

---

## 1. Einleitung

---

Das maßgeschneiderte Material für eine Anwendung zu finden oder ein Material auf seine Anwendung hin zu optimieren, ist Inhalt zahlreicher Forschungsvorhaben. Dort wo Produktionskosten eine große Rolle spielen, wird so versucht die Effizienz eines Prozesses weiter zu erhöhen. Ein Beispiel hierfür ist die Produktion von Presswerkzeugen in der Automobilindustrie. Die Presswerkzeuge sollten zum Beispiel einen hohen Verschleißwiderstand aufweisen, um die Lebenszeit eines Automobilmodells ohne Nacharbeiten überdauern zu können. Gleichzeitig sollten die Werkzeuge möglichst kostengünstig in der Produktion sein. Der Werkstoff der hier, in der Regel, verwendet wird, ist ein perlitischer Grauguss mit globularen Graphitsphärolitausscheidungen. Dieser entspricht dem Anforderungsprofil, das an einen Werkstoff für ein Presswerkzeug gestellt wird: hohe Verschleißfestigkeit bei geringen Produktionskosten.

Ein neuer Weg um den Herstellungsprozess von Umformwerkzeugen effektiver zu gestalten hat sich in den letzten Jahren in der Industrie durchgesetzt. Hierbei wird das zeitraubende manuelle Polieren der Werkzeugoberflächen durch einen maschinellen Einglätungsprozess, dem Maschinellen Oberflächenhämmern, ersetzt. Das Oberflächenhämmern - ein zyklisches Schlagen einer Hartmetallkugel auf die Werkstoffoberfläche - wird bereits heute in der Serienproduktion der Automobilindustrie verwendet. Durch Führung des Hammerkopfes mit einem Roboter können so Fräsriefen der Oberfläche vollautomatisiert eingeglättet werden. Neben der Einglättung tritt auch eine Kaltverfestigung der Oberfläche auf. Vor Verwendung dieses Verfahrens wurde die Oberfläche der Umformwerkzeuge, welche oft mehrere Quadratmeter groß ist, per Hand poliert.

Um Gewicht im Automobil einzusparen werden zunehmend höherfeste Bleche verwendet. Dies hat zur Folge, dass die Belastung der Oberfläche der Presswerkzeuge ansteigt. Der herkömmlich verwendete Grauguss weist hierfür nicht mehr die nötigen Materialeigenschaften auf. Es kommt zur Schädigung der Werkzeugoberfläche beim Abpressen höherfester Bleche. Um dieses Problem zu lösen werden bisher zwei Wege verfolgt. Zum einen wird an hochbelasteten Stellen des Presswerkzeugs ein höherfester (lasergehärteter) Stahl verwendet. Zum anderen wird der Grauguss durch Laserhärten an der Oberfläche in den martensitischen Zustand überführt. Beide Wege weisen dabei Nachteile auf. Erstens sind Stähle um ein vielfaches teurer als der bisher verwendete Grauguss und zweitens macht das Laserhärten, welches einen zusätzlichen Prozessschritt darstellt, den Gesamtherstellungsprozess der Umformwerkzeuge weniger effektiv. Ein weiterer Prozessschritt bedeutet teurere Produktionskosten und des Weiteren kann es zum thermischen Verzug der Werkzeugoberfläche kommen. Die durch das Hämmern eingebrachte Kaltverfestigung der Oberfläche ist alleine jedoch nicht ausreichend, um auf die erwähnten Härtingsprozesse verzichtet zu können.

Hier setzt diese Arbeit an. Ziel ist es die Mikrostruktur des bisher verwendeten Gusswerkstoffes EN-JS2070 in der Weise anzupassen, dass durch das Maschinelle Oberflächenhämmern, eine glatte und gleichzeitig ausreichend harte Oberfläche erzeugt wird. Diese Oberfläche sollte dabei deutlich härter als das Grundmaterial sein, so dass das Tiefziehen höherfester Bleche möglich wird.

Die Mikrostruktur von EN-JS2070 soll in der Weise angepasst werden, dass diese auf die äußere Belastung des Hämmerns eine martensitische Oberfläche bildet. Dafür erfolgt eine zweistufige Wärmebehandlung, um das Gefüge von EN-JS2070 in ein austenitisch-ferritisches (ADI) Gefüge umzuwandeln. Es entsteht metastabiler Austenit, welcher unter Verformung in harten Martensit umwandeln kann. Die nötige Verformung soll durch das Oberflächenhämmern eingebracht werden.

Dabei ergibt sich unter anderem die wissenschaftliche Fragestellung nach dem Einfluss der Wärmebehandlungsparameter (Austenitisierungstemperatur, -zeit, Ausferritisierungstemperatur, -zeit) auf die ADI-Mikrostruktur. Der Fokus liegt hier auf dem Anteil an metastabilem

---

Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt, da diese beiden Parameter zum einen den Anteil an erzeugbarem Martensit und zum anderen dessen Härte bestimmen. Hieraus soll eine Strategie zur optimalen thermomechanischen Behandlung des Ausgangswerkstoffes abgeleitet werden.

Eine detaillierte Analyse des Einflusses von Kohlenstoff auf die Austenitstabilität soll durch Kombination aus mikromechanischer Untersuchung und Simulation des Hämmerprozesses erreicht werden.

---

## Introduction

---

Numerous research projects try to find an optimized material for its application. Where production costs play an important role, the approach is to further increase the efficiency of a certain process. One example is the production of forming dies in automotive industry. On one hand pressing tools should have a high wear-resistance, so they can last the whole production time of a car model, without rework. On the other hand, tools should be inexpensive to manufacture. Commonly a nodular perlitic cast iron is used because it shows the requirements for a deep drawing tool material: High wear resistance and favorable price.

In the last years an effective way to produce deep drawing tools has been established in industry. Time consuming manual polishing of tool surfaces has been replaced by a mechanical surface treatment, machine hammer peening (MHP). MHP, periodic impact of a hard metal ball onto the tool surface, is already used in automotive industry (serial production). By moving a hammer head with a robot milling traces of tool surfaces can be smoothed down automatically. In addition the surface is cold worked. Before that, tool surfaces have been polished by hand.

There is an increased use of high strength steels due to the demand of weight reduction of cars. This causes an increased loading of tool surfaces. For this reason tool surface out of commonly used grey cast iron can be damaged during pressing of these high strength steels. To solve this problem tool surfaces are either laser hardened or a high strength (martensitic) steel is used at heavy loaded parts. However both processes show disadvantages. First high strength steels are more expensive than a grey cast iron a secondly laser hardening is an additional process step making production of deep drawing tools less effective. Furthermore thermal distortion of the tool surface can be observed. Cold working by machine hammer peening alone is not high enough to replace the hardening process.

This is where this work sets in. Aim of this work is to modify the microstructure of well-known cast iron EN-JS2070 in a way that smooth and hard surfaces can be produced by MHP. Hardness of the tool surface should be a lot harder than that of the base material so that pressing of deep drawing tools becomes feasible.

In order to achieve the goal the microstructure of EN-JS2070 should be modified in a way that a martensitic surface results out of the MHP process. A two-step heat treatment is used to change the perlitic microstructure of the matrix to an austenitic-ferritic (ADI) microstructure. Metastable austenite is formed which can be transformed to martensite by deformation which will be induced by MHP.

Scientific research question is how ADI microstructure is influenced by heat treatment parameters (austenitizing temperature, - time, austempering temperature, -time) especially on the amount of metastable austenite and its carbon content. These parameters determine the resulting amount of martensite and its hardness. On this basis an optimized thermomechanical treatment for EN-JS2070 is proposed.

Detailed analysis on the influence of carbon on austenite stability by a combination of micromechanical testing and simulation of MHP process will be performed.





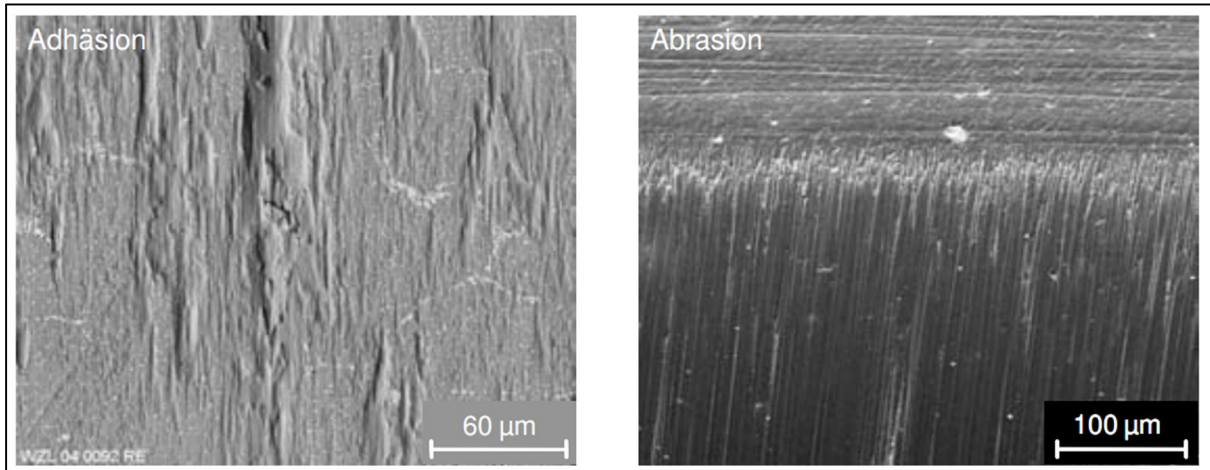


Abbildung 2-2: Adhäsions- und Abrasionsschäden an einem Tiefziehwerkzeug [5].

## 2.2 Maschinelles Oberflächenhämmern

Das Maschinelle Oberflächenhämmern (MHP: Machine Hammer Peening) zählt zu den Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung und dient dazu, Oberflächen einzuglätten und aufzuhärten. Bei diesem Prozess wird eine Hartmetallkugel zyklisch gegen die Oberfläche eines metallischen Bauteils beschleunigt. Durch den Aufprall treten im Oberflächenbereich des Bauteils plastische Verformungen auf. Diese sorgen dafür, dass wie bei anderen Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung (z.B. Festwalzen, Kugelstrahlen) ein kaltverfestigter Bereich unter der Oberfläche entsteht der Druckeigenspannungen enthält [6].

Die Hartmetallkugel ist dabei an einem Stößel befestigt (Abbildung 2-3). Dieser kann auf drei unterschiedliche Arten beschleunigt werden: elektromagnetisch, pneumatisch und piezoelektrisch [2, 7]. Das Werkzeug wird während der Bearbeitung mäanderförmig über die Werkstückoberfläche geführt. Gesteuert wird diese Bewegung durch einen Roboter oder eine Mehrachs-Fräsmaschine. Wichtige Prozessparameter für das (in dieser Arbeit verwendete) elektromagnetische System sind in Abbildung 2-3 dargestellt. Hierzu gehört der Hammerkopfdurchmesser  $d$ , welcher die maximale Hertz'sche Spannung  $p_{max}$  bei Kontakt bestimmt ( $p_{max} \sim d^{-\frac{3}{2}}$ ) [8]. Weiterhin ist entscheidend, wie viel kinetische Energie die Hartmetallkugel beim Aufprall besitzt. Die Masse  $m$  des Stößels ist konstant. Die Aufprallgeschwindigkeit kann durch eine Vielzahl an Prozessparametern variiert werden. Zum einen wird die Aufprallgeschwindigkeit durch den Hub  $h$  – Abstand der Hartmetallkugel zur Oberfläche im Ruhezustand – beeinflusst. Dieser gibt die Beschleunigungsstrecke und damit Aufprallgeschwindigkeit der Hartmetallkugel auf die Oberfläche vor. Ein weiterer Parameter, der die Aufprallgeschwindigkeit beeinflusst ist die Frequenz  $f$  mit der sich die Kugel zyklisch bewegt. In Kombination mit der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  des Hammerkopfes entlang der Bauteiloberfläche kann hieraus der Eindruckabstand  $a$  wie folgt beschrieben werden:

$$a = \frac{v}{f} \quad (2-1)$$

Der Bahnabstand  $s$  der Bearbeitungsbahnen wird in der Regel so gewählt, dass er mit dem Eindruckabstand  $a$  übereinstimmt, um eine richtungsunabhängige Eindruckdichte zu gewährleisten.

Weiterhin ist entscheidend, wie der Auftreffwinkel  $\beta_i$  gewählt wird. Er bestimmt die Vertikal- und Horizontalkomponente der Aufprallgeschwindigkeit. Steitz [9] gibt einen Überblick über die Effekte bei variablem Auftreffwinkel für den Werkzeugstahl 1.2379, dem Stahlguss GP4M und den Gusseisensorten EN-JS2070 und EN-GJL-250. Er gibt an, dass es bei Auftreffwinkeln  $\leq 30^\circ$  zu einer rutschenden Bewegung der Hartmetallkugel auf der Materialoberfläche kommt. Hierdurch wird aus einem kreisförmigen Abdruck ein ellipsenförmiger und es kommt zu einer größeren Überlappung der Abdrücke. Hierdurch konnten unter einem Anstellwinkel von  $30^\circ$  geringere mittlere Rauigkeiten ( $R_a = 0,15$ ) erzielt werden, als bei einem senkrechten Aufprall ( $R_a = 0,28 \mu\text{m}$ ). Wird der Auftreffwinkel weiter vergrößert, genügt die Vertikalkomponente der kinetischen Geschwindigkeit nicht mehr, um die Fräsriefen ausreichend einglätten zu können. Die Rauheit unter einem Anstellwinkel von  $55^\circ$  beträgt dann bis zu  $1,04 \mu\text{m}$ .

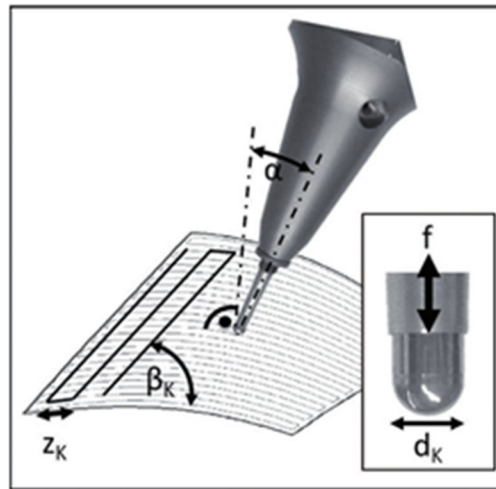


Abbildung 2-3: Schematischer Aufbau des Hammersystems mit wichtigen Prozessparametern nach [10].

Wie bereits erwähnt ist das primäre Ziel dieses Verfahrens, die Fräsriefen des Schlichtprozesses einzuglätten. Die Einglättung erfolgt dabei über das Einebnen der Rauheitsspitzen [2]. Aufwerfungen (pile up) um den Kugelabdruck sollen vermieden werden, da diese wiederum zu einer Aufrauhung der Oberfläche führen können [7]. Im Gegensatz zu dem manuellen Polieren mit Bearbeitungszeiten von 10-30 min/cm<sup>2</sup> sind mit dem Maschinellen Oberflächenhämmern des Gusseisenwerkstoffs EN-JS2070 deutlich kürzere Bearbeitungszeiten  $t_B$  bei gleicher Endrauheit möglich. Die Bearbeitungszeit kann aus dem Abdruckabstand  $a$  und der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  wie folgt ermittelt werden:

$$t_B = \frac{1}{a \cdot v} \quad (2-2)$$

Somit ergibt sich mit den Parametern für eine gut eingeglättete Probe aus EN-JS2070 mit  $a = 0,18 \text{ mm}$  und  $v = 2500 \text{ mm/min}$  [11] eine Bearbeitungszeit von  $0,2 \text{ min/cm}^2$  und somit eine Zeitersparnis von 98 % gegenüber dem konventionellen manuellen Polieren. Das führt dazu, dass das Maschinelle Oberflächenhämmern Vorteile gegenüber dem manuellen Polieren bietet [12, 13, 14]. Durch die maschinelle Bearbeitung wird außerdem die Reproduzierbarkeit gegenüber dem manuellen Polieren erhöht. Deshalb findet es bereits ersten industriellen Einsatz beim Einglätten von Presswerkzeugen (Abbildung 2-4).

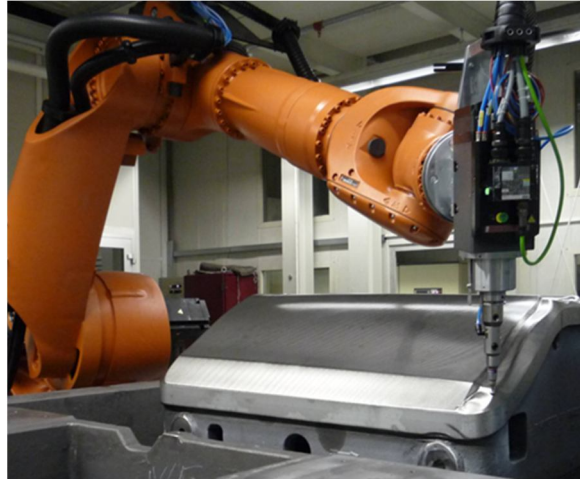


Abbildung 2-4: Hämmern eines Umformwerkzeuges durch einen Roboter. Als Hammerkopf dient ein pneumatisch angetriebenes System [15]

Beim Hämmern von Gusseisen können durch den Aufprall der Kugel Graphitsphärolite aus der Oberfläche herausgeschlagen werden. Dies führt zu einer unerwünschten Aufrauhung der Oberfläche. Das Ausbrechen der Graphitsphäroliten aus der Oberfläche und deren teilweisen Überdeckung hat jedoch auch positive Auswirkungen hinsichtlich der Beschichtbarkeit des Graugusses. Wird ein Werkzeug beschichtet, sind die Graphitsphärolite Fehlstellen für die Beschichtung, da sie nicht wie die Matrix beschichtet werden können. Es ist möglich die Beschichtbarkeit von EN-JS2070 durch vorheriges Hämmern signifikant zu verbessern, da die Menge der Fehlstellen abnimmt [16]. Die Schichten ( $\alpha$ -C-H; Ti(C,N); TiBN) wurden mit einem PVD-Verfahren aufgebracht.

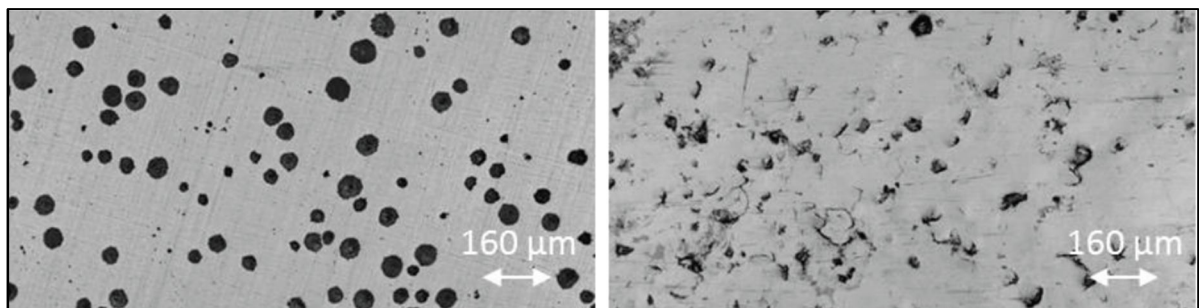


Abbildung 2-5: Oberfläche von EN-JS2070 vor und nach dem maschinellen Oberflächenhämmern [16]

Ein weiteres breites Anwendungsfeld des Oberflächenhämmerns ist das Hämmern von Schweißnahtverbindungen. Ziel ist, die Zugeigenspannungen in den Schweißnähten mit der Induzierung von Druckeigenspannungen durch das Hämmern zu überlagern. Hierdurch können die Ermüdungseigenschaften der Schweißnähte um ein vielfaches verbessert werden [17, 18]. Verwendung findet in diesem Fall ein handgeführtes Gerät (Abbildung 2-6). Das Verfahren trägt einen anderen Namen und wird als *Höherfrequentes Hämmern* oder *High Frequency Impact Treatment (HiFIT)* bezeichnet.



Abbildung 2-6: HiFIT-Gerät (links) und Nachbehandlungsspur am Schweißnahtübergang (rechts) [19]

### 2.3 Gusseisen

Der Werkstoff EN-JS2070 (auch: EN-GJS-HB-265; früher GGG70L) findet breiten Einsatz in der Automobilindustrie [20], hier vor allem als Werkstoff für Presswerkzeuge. Er gehört zur Gruppe der Gusseisen.

Nach DIN EN 10020:2000-07 [21] wird die Grenze zwischen Stählen und Gusseisen anhand des Kohlenstoffgehaltes im Material in folgender Weise getroffen: Ein Kohlenstoffgehalt von 2,06 % ist die übliche Grenze zwischen Stahl und Gusseisen. Dies entspricht der maximalen Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit. *Hasse* [22] erweitert die Definition und gibt an, dass Gusseisen zusätzlich weitere Legierungselemente insbesondere Silizium enthält. Es wird zwischen weißem und grauem Gusseisen unterschieden. Beim Abkühlen aus der Schmelze kann bei Erreichen der eutektischen Temperatur entweder Zementit (weißes Gusseisen) oder Graphit (graues Gusseisen) ausgeschieden werden. Somit gilt für graues Gusseisen nicht das metastabile, sondern das stabile Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Abbildung 2-7). Besonders Silizium sorgt dafür, dass es bei der eutektischen Temperatur zur Graphitbildung und nicht zur Zementitbildung kommt, weil Silizium im Zementit unlöslich ist und somit die dessen Bildung behindert. Oberhalb der eutektoiden Temperatur (723 °C) kann somit, je nach Siliziumgehalt und Abkühlbedingung, Austenit und Graphit bzw. Austenit und Zementit vorliegen.

Bei Unterschreiten der eutektoiden Temperatur (723 °C) zerfällt der Austenit in Ferrit und Zementit oder Ferrit und Graphit. Durch Legierungselemente wie Mn, Cr, Mo oder geeignete Temperaturführung (schnellere Abkühlung) kann die Graphitbildung unterdrückt werden. Hierdurch sind Gusseisensorten herstellbar, die sowohl Graphit (eutektische Reaktion) als auch Zementit (eutektoide Reaktion) enthalten. Der in dieser Arbeit verwendete Werkstoff (EN-JS2070) zeigt solch ein Gefüge: perlitische Matrix (Zementit, Ferrit) mit globularen Graphitausscheidungen.

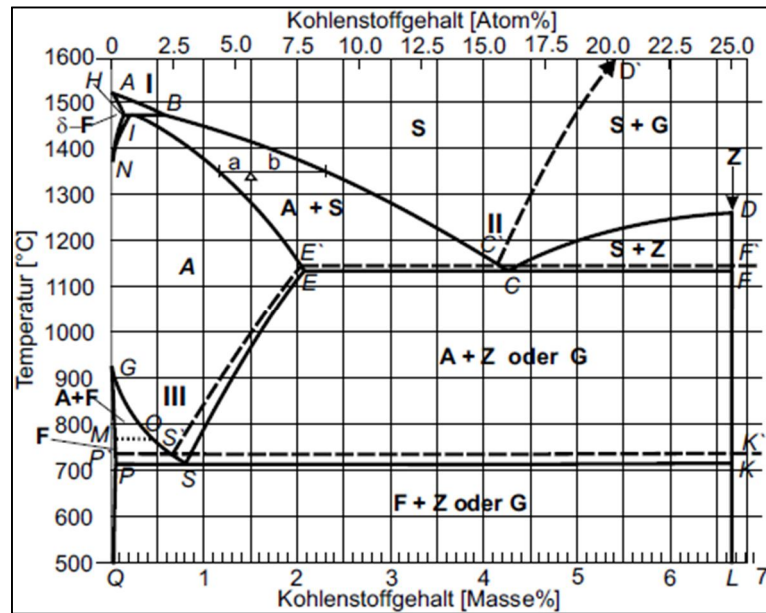


Abbildung 2-7: — Metastabiles System Eisen Kohlenstoff und - - stabiles System Eisen-Graphit Phasendiagramm; Phasen: Schmelze (S), Austenit (A), Ferrit (F), Zementit (Z), Graphit (G). Nach [23]

Der Graphit im Gusseisen kann, je nach Legierungsbestandteilen und Wärmebehandlung lamellar, globular oder wurmförmig (vermicular) vorliegen. Globulares Gusseisen wird typischerweise durch die Zugabe von Magnesium oder auch Cer in die Schmelze erhalten. Die Morphologie der Graphitsphärolite hat einen starken Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Da der Graphit sehr weich ist und dadurch bereits bei geringer Belastung plastisch verformt, kann er in erster Näherung als Kerbe im Material angenommen werden [23]. Die maximale Spannung  $\sigma_{y \max}$  an dem Kerbradius einer Graphitausscheidung (Kerbgeometrie in Abbildung 2-8) ergibt sich unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes zu:

$$\sigma_{y \max} = \frac{1+2a_{\text{kerb}}}{c_{\text{kerb}}} \cdot \sigma \quad (2-3)$$

Ein Graphitsphärolit,  $a_{\text{kerb}} = c_{\text{kerb}}$ , sorgt somit für eine dreimal so hohe Spannung am Kerbgrund. Die Spannungsüberhöhung nimmt mit steigendem  $a_{\text{kerb}}/c_{\text{kerb}}$  – Verhältnis, wie bei Graphitlamellen, deutlich zu.

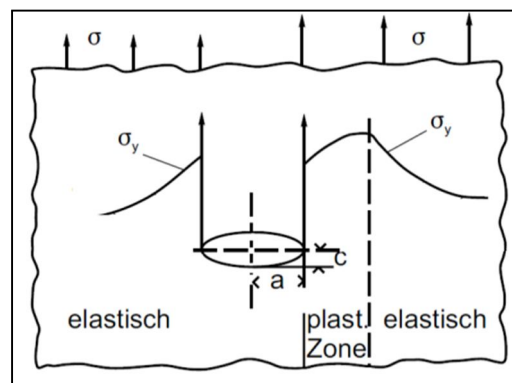


Abbildung 2-8: Schematischer Verlauf der Spannung  $\sigma_y$  an einer Kerbe unter äußerer Last  $\sigma$ . Links rein elastisch. Rechts mit plastischer Verformung. Nach [23].

Bereits bei Belastungen unterhalb der Streckgrenze kann hierdurch plastische Verformung nahe den Graphitausscheidungen auftreten. Gusseisen weist deshalb keinen konstanten Elastizitätsmodul



auf [24]. Aus diesem Grund wird in der Praxis der E-Modul nicht über den gesamten elastischen Bereich bestimmt, sondern es wird der Tangentenmodul ermittelt. Dabei wird in einem Bereich, in dem der E-Modul nahezu konstant ist (Abbildung 2-9), eine Tangente angelegt und daraus der E-Modul ermittelt.

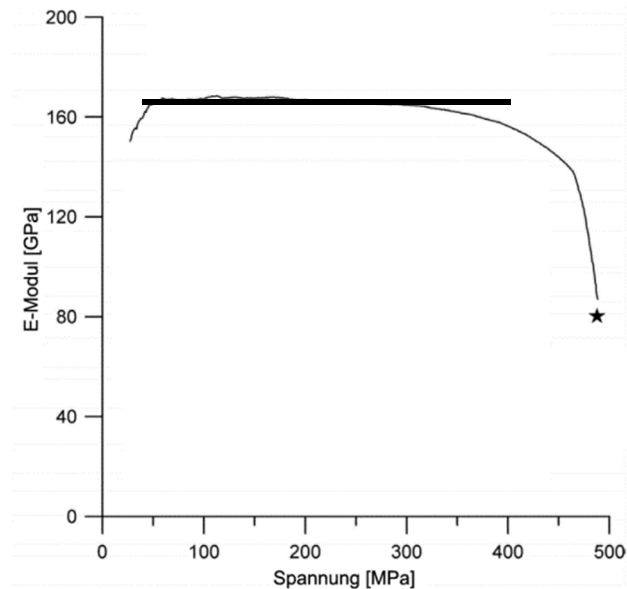


Abbildung 2-9: Verlauf des E-Moduls von sphärolitischem Gusseisen mit der Spannung nach [25]

Vorteilhafte Eigenschaften des Graphits im Material sind vor allem die verbesserten Notlaufeigenschaften, durch die Festschmierstoffeigenschaften des Graphits, sowie eine gute Schwingungsdämpfung.

Mit dem Gießprozess können durch Verwendung geeigneter Formen sehr komplexe Bauteile hergestellt werden. Durch Umformprozesse sind solche Geometrien oftmals nicht darstellbar und das Fräsen „aus dem Vollen“ ist zeitaufwendig und somit teuer. Gusseisen kann bei Temperaturen von etwa 1150 °C abgegossen werden. Für Stahlguss liegen diese bei etwa 1600 °C. Hierdurch entstehen ebenfalls deutlich geringere Produktionskosten. Weiterhin tritt eine geringere Schrumpfung beim Abkühlen auf und es bilden sich keine Oxidhäute.

Nach der Entwicklung von sphärolitischem Gusseisen im Jahr 1937 an der RWTH Aachen führten die mechanischen Eigenschaften des kostengünstigen sphärolitischen Grauguss zu Verdrängung von lamellaren Gusseisen aber auch von Stählen [26]. So findet sphärolitisches Gusseisen heute z.B. Anwendung als Gleitlagerwerkstoff, Tiefziehwerkzeug, in Motorenblöcken und im Castor®-Behälter [27].

## 2.4 Austenitisch-ferritisches Gusseisen (ADI)

Austenitisch-ferritisches Gusseisen wird durch eine Wärmebehandlung an (sphärolitischem) Gusseisen erzeugt und zeichnet sich durch verbesserte mechanische Eigenschaften, hinsichtlich Festigkeit und Duktilität, gegenüber dem unbehandelten Gusseisen aus. Typische Zugfestigkeiten bei Gusseisen liegen im Bereich von 400-800 MPa [28]. Im ADI Zustand werden Zugfestigkeiten von 800-1600 MPa erreicht (Tabelle 2-1).

Da es gleichzeitig über die „geringe“ Dichte von Gusseisen ( $7,1 \text{ g/cm}^3$ ) - gegenüber Stahl ( $7,8 \text{ g/cm}^3$ ) - verfügt, wird ADI zu einem vielversprechenden Konstruktionswerkstoff (Abbildung 2-10).

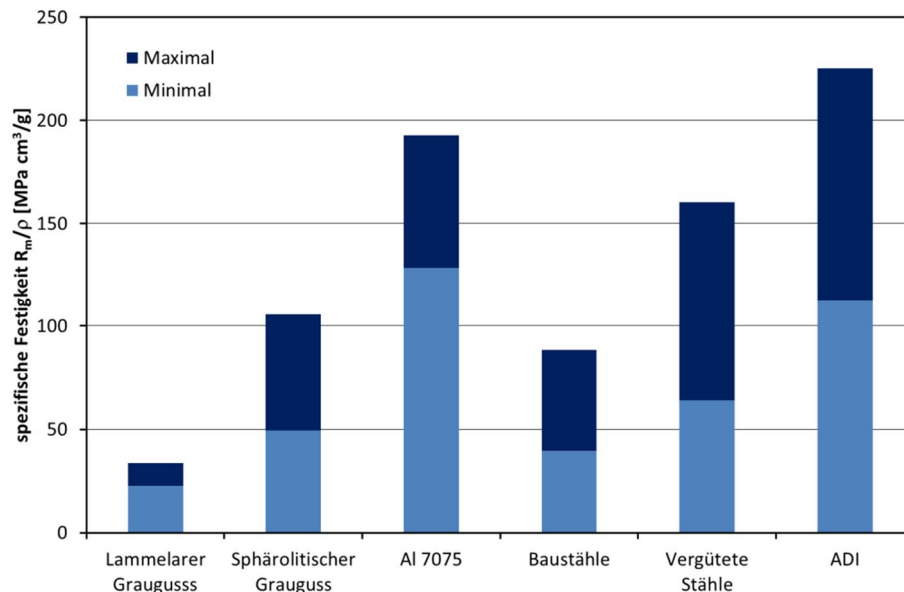


Abbildung 2-10: Spezifische Festigkeit (Zugfestigkeit/Dichte) verschiedener Werkstoffe. Nach [29, 30, 31, 32, 22]

Die Wärmebehandlung, um von dem Gusseisen zum ADI zu kommen, erfolgt dabei in analoger Weise zu der Wärmebehandlung von Bainit in herkömmlichen Stählen. Der Stahl wird dabei vom Austenitgebiet abgeschreckt und für eine gewisse Zeit oberhalb der Martensitstarttemperatur gehalten. Deshalb wird ADI bis zur heutigen Zeit fälschlicherweise als bainitisches Gusseisen bezeichnet, obwohl im ADI der Bainit-typische Zementit fehlt.

Die ADI-Wärmebehandlung erfolgt in zwei Schritten (Abbildung 2-11). Zunächst wird das Gusseisen austenitisiert. Am Ende dieses Schrittes liegen zwei Phasen vor: Austenit und Graphit in Form von Sphäroliten. Wichtige Prozessparameter in diesem Schritt sind die Austenitisierungstemperatur und -dauer (siehe 2.4.1 und 2.4.2). Durch diese Parameter wird die Austenitkorngröße sowie der Kohlenstoffgehalt im Austenit (im Gleichgewicht) bestimmt.

Nach Homogenisieren des Materials im Zweiphasengebiet (Graphit + Austenit) erfolgt der Ausferritisierungsschritt. Bei diesem Prozessschritt wird das Material auf eine Temperatur oberhalb der Martensitstarttemperatur abgeschreckt und dort für eine bestimmte Zeit gehalten. Durch die Unterkühlung bilden sich Ferritkeime an den Austenitkorgrenzen, sowie der Phasengrenze von Austenit und Graphit. Die Ferritkeime bilden sich als Nadeln aus und wachsen in die Austenitkörner hinein. Da die maximale Löslichkeit von Kohlenstoff im Ferrit nur 0,02 gew. % beträgt, kann sich der Austenit durch das Wachstum der Ferritnadeln mit Kohlenstoff anreichern. Die maximale Löslichkeit im Austenit beträgt dabei 2,06 gew. % bei  $1147^\circ\text{C}$ . Durch Anreicherung mit Kohlenstoff wird das Austenitgitter verzerrt und die Martensitstarttemperatur sinkt bis unter Raumtemperatur. Das bedeutet, dass eine höhere Energie, in Form von Unterkühlung, nötig ist um eine Martensitbildung zu induzieren. Der stabilisierte Austenit, der bei Raumtemperatur vorliegt, wird als metastabiler Austenit bezeichnet. Bei diesem Wärmebehandlungsschritt sind Ausferritisierungstemperatur und -dauer entscheidende Prozessparameter (2.4.3; 2.4.4). Sie bestimmen den Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt. Das ADI Gefüge besteht folglich aus diesem metastabilem Austenit (2.5), den Ferritnadeln und den sphärolitischen Graphitausscheidungen. Der metastabile Austenit hat dabei die interessante Eigenschaft, dass er bei

Umformung in Martensit umwandeln kann. Durch mechanische Oberflächenbearbeitungsverfahren, wie dem Maschinellen Oberflächenhämmern, ist hierdurch eine Härtesteigerung im Material möglich.

Im Folgenden wird eine Übersicht über die Wärmebehandlungsparameter während der Austenitisierung und Ausferritisierung gegeben.

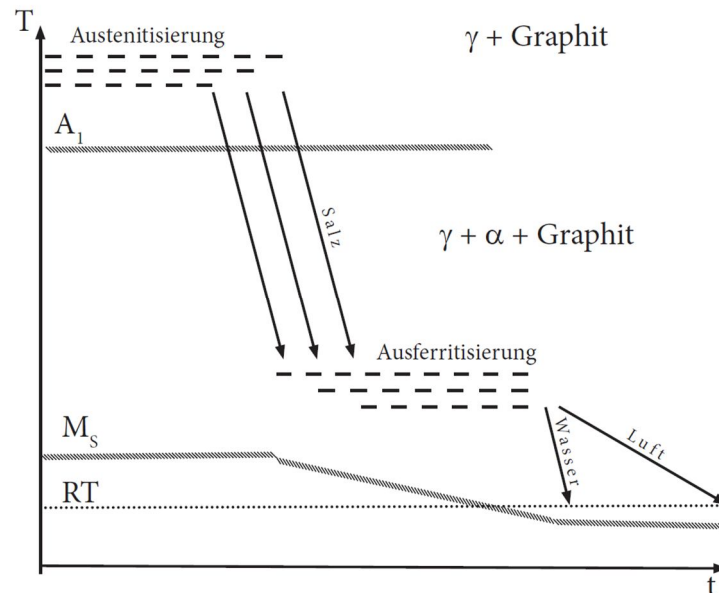


Abbildung 2-11: Temperaturführung der ADI Wärmebehandlung

#### 2.4.1 Austenitisierungstemperatur $T_\gamma$

Zu Beginn der Wärmebehandlung wird das Material im Austenit/Graphit Zweiphasengebiet geglüht (Abbildung 2-12). Dabei kann es zur teilweisen Auflösung der Graphitsphärolite und zu einer Anreicherung von Kohlenstoff im Austenit kommen. Da die maximale Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit von der Temperatur abhängt (Abbildung 2-12), kann durch Wahl der Austenitisierungstemperatur der Kohlenstoffgehalt im Austenit  $C_{\gamma 0}$  eingestellt werden. Je höher die Austenitisierungstemperatur desto höher ist  $C_{\gamma 0}$ . Nach Voigt [30] kann  $C_{\gamma 0}$  in Abhängigkeit von  $T_\gamma$  (in Kelvin) und dem Siliziumgehalt wie folgt berechnet werden:

$$C_{\gamma 0} = \frac{T_\gamma}{420} - 0,17 \cdot Si \text{ [wt. \%]} - 0,95 \quad (2-4)$$

Der Einfluss anderer Legierungselemente findet in dieser Gleichung keine Berücksichtigung, so dass dieser Ausdruck eine Näherung bleibt.



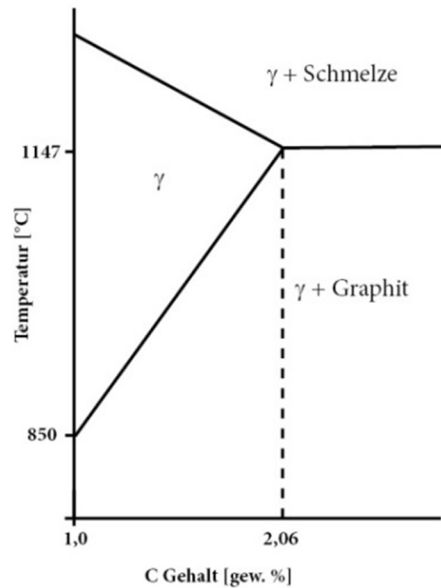


Abbildung 2-12: Ausschnitt aus dem stabilen Eisen-Kohlenstoff Diagramm

Ein weiterer mikrostruktureller Parameter, der eine Funktion der Austenitisierungstemperatur ist, ist die Austenitkorngröße. Bei höherer Austenitisierungstemperatur steht dem System eine größere Menge an thermischer Energie zu Verfügung. Hierdurch verlaufen Diffusionsvorgänge von Großwinkelkorngrenzen, welche zu einer Vergrößerung des mittleren Korndurchmessers führen, schneller. Das führt dazu, dass sich bei einer höheren Austenitisierungstemperatur und gleichen Austenitisierungszeiten größere Austenitkörner bilden (Abbildung 2-13).

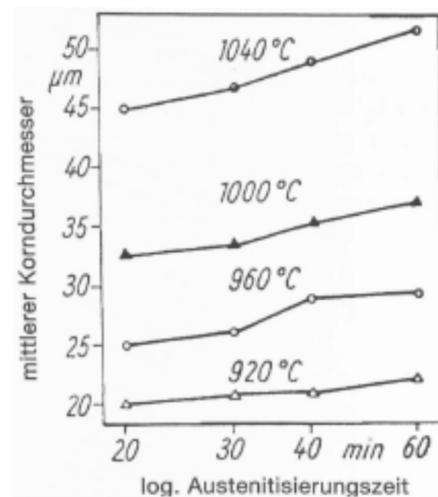


Abbildung 2-13: Mittlerer Austenitkorndurchmesser in Abhängigkeit der Austenitisierungsdauer für verschiedene Austenitisierungstemperaturen von einem Gusseisen mit der Zusammensetzung: 3,32 gew. % C, 2,52 gew. % Si, 0,29 gew. % Mn, 0,037 gew. % P, 0,015 gew. % S und 0,54 gew. % Mg [31]

Die Korngrenzen dienen, zusätzlich zu der Austenit/Graphit Phasengrenze, aufgrund der gespeicherten Energie in der Grenzfläche, als Ferritnukleationszentren während der Ausferritisierung. Je größer die ehemaligen Austenitkörner, desto kleiner ist die Korngrenzfläche. Das führt dazu, dass sich insgesamt weniger Ferritnadeln bilden können, die Ferritnadelndichte sinkt somit. Bei einer größeren ehemaligen Austenitkorngröße entstehen hierdurch größere Bereiche mit metastabilem Austenit. Die Grenzflächendichte (Austenit, Ferrit, Sphärolite) sinkt und damit sinkt

ebenfalls die Streckgrenze (Abbildung 2-14). Dieses Phänomen kann dabei analog zur Feinkornhärtung (Hall-Petch) beschrieben werden.

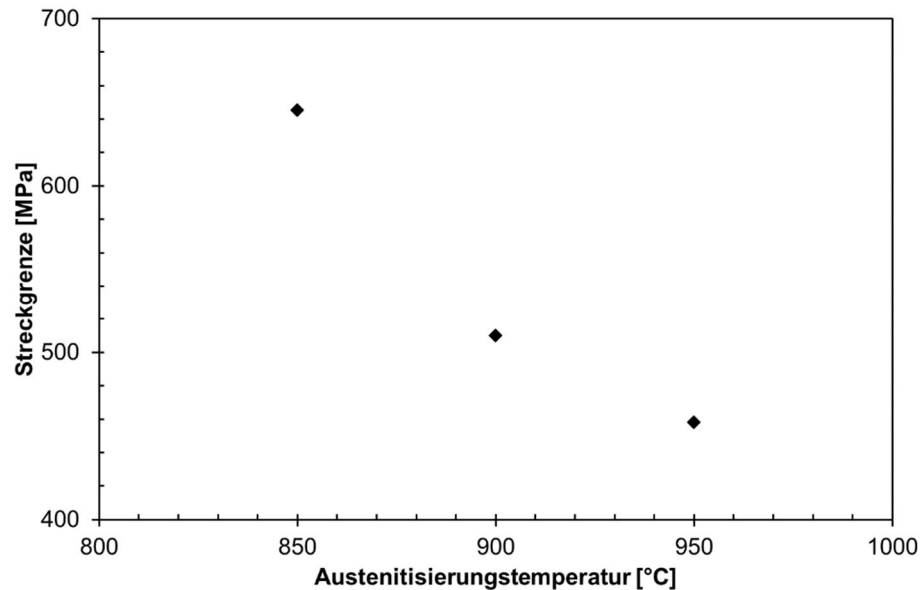


Abbildung 2-14: Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Streckgrenze bei einer Ausferritisierungstemperatur von 400 °C nach [32].

#### 2.4.2 Austenitisierungsdauer $t_\gamma$

Die Austenitisierungsdauer ist so zu wählen, dass die Matrix komplett homogenisiert wird. Allein der Graphit bleibt als sphärolitische Ausscheidungen (gemäß Abbildung 2-7) vorhanden. Dieser Graphit löst sich im Austenit, bis die Gleichgewichtskonzentration im Austenit erreicht ist (Abbildung 2-12). Dies ist nach *Herfurth* [31] die eigentliche Aufkohlung des Austenits und nach etwa 120 min (bei 900 °C) stellt sich ein homogener Kohlenstoffgehalt im Austenit ein (Abbildung 2-15).

Während der Austenitisierung kann Kornwachstum auftreten (Abbildung 2-13). Dieses Kornwachstum fällt bei höheren Austenitisierungstemperaturen stärker aus, als bei geringeren. Die sich einstellende Korngröße ist neben der Temperatur auch von der Zeit abhängig, wobei bei längeren Austenitisierungsdauern größere Körner entstehen.

Nach Homogenisierung im  $\gamma$ -Gebiet wird das Material abgeschreckt – typischerweise in einem Salzbad.

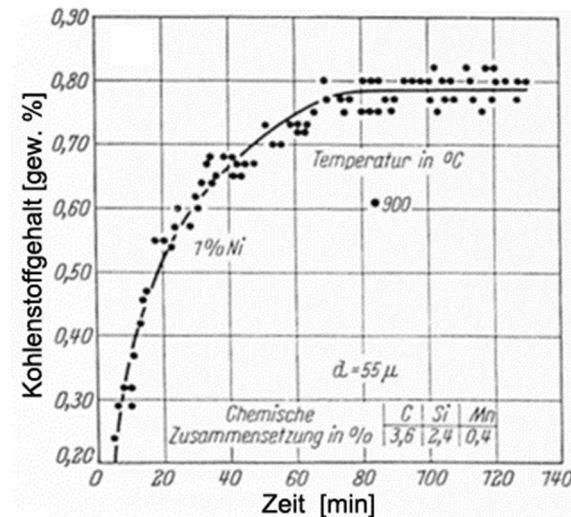


Abbildung 2-15: Kohlenstoffgehalt im Austenit als Funktion der Austenitisierungsdauer nach [31].

### 2.4.3 Ausferritisierungstemperatur $T_{\text{aus}}$

Das Abschrecken von der Austenitisierungstemperatur muss innerhalb einer kurzen Zeitspanne erfolgen, da sich sonst der Austenit in Ferrit und Zementit umwandelt. Daher wird üblicherweise ein Salzbad verwendet. Die Temperatur muss unterhalb der „Perlitnase“ im Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU-Diagramm) liegen, da ansonsten Perlitbildung auftritt (Abbildung 2-16). Des Weiteren muss die Temperatur oberhalb der Martensitstarttemperatur liegen. Andernfalls entsteht eine martensitische Matrix. Mit Erreichen des Prozessfensters zur Ausferritisierung beginnt der Prozess der Ferritbildung und des Ferritwachstums.

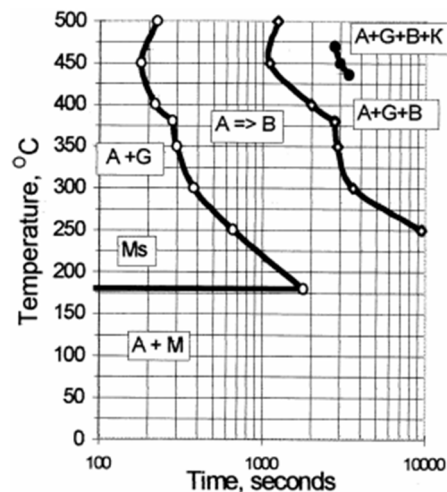


Abbildung 2-16: Ausschnitt aus dem ZTU-Diagramm für ein Gusseisen der Zusammensetzung 3.2% C, 2.4% Si, 0.21% Mn, 0.59% Ni, 0.62% Cu und 0.13 Mo. A = Austenit, G = Graphit; B = Bainit / Ausferrit, K = Karbid, M = Martensit [33]

Der Prozess der Ferritbildung und des Ferritwachstums in die Austenitkörner kann durch die Ausferritisierungstemperatur gesteuert werden. Je niedriger die Ausferritisierungstemperatur, desto größer ist die Unterkühlung des Austenits [34]. Dadurch wird der Unterschied der Gibb'schen freien Enthalpie zwischen der Austenitphase und dem Ferrit sehr groß. Es entsteht eine Vielzahl von Ferritnukleationskeimen, die sich durch die große Unterkühlung zu Ferritnadeln entwickeln können und in den Austenit hineinwachsen. Je größer die treibende Kraft (Unterschied der freien Enthalpie),

desto mehr wachstumsfähige Keime werden gebildet und desto schneller wachsen diese in das ehemalige Austenitkorn. Dies führt bei niedrigen Ausferritisierungstemperaturen zu fein verteilten Ferritnadeln und einem geringen Anteil an metastabilem Austenit im ADI-Gefüge [35], bei gleichen Ausferritisierungsdauern. Daraus folgt, dass mit sinkender Ausferritisierungstemperatur der Anteil an metastabilem Austenit im ADI-Gefüge abnimmt.

Ein weiterer wichtiger Gefügeparameter der durch  $T_{aus}$  bestimmt wird ist der Kohlenstoffgehalt im metastabilem Austenit  $C_\gamma$ . Durch  $C_\gamma$  wird die Stabilität des Austenits gegenüber Verformung bestimmt (2.5).

Es konnte gezeigt werden [36], dass der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit mit steigender Ausferritisierungstemperatur abnimmt (gestrichelte Linie in Abbildung 2-17).

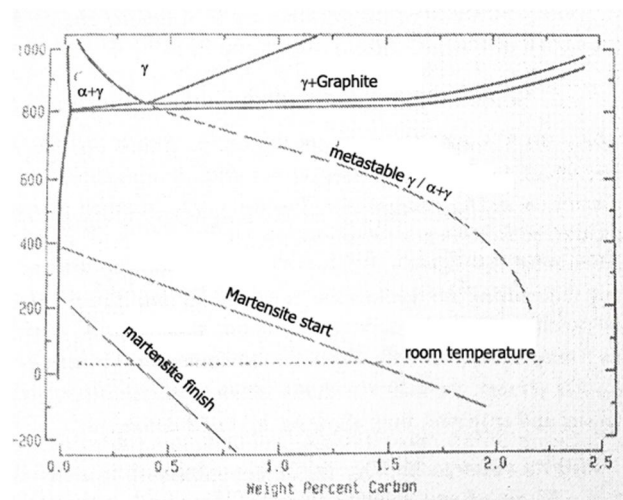


Abbildung 2-17: Isoplethe durch das Phasendiagramm von Fe-C-2.5 gew. % Si. Mit metastabiler  $\gamma/(\alpha+\gamma)$  Phasengrenze und der Martensitstart- und Martensitfinishtemperatur [36].

Der Kohlenstoffgehalt im Austenit nach dem Austenitisieren beträgt  $C_{\gamma 0}$ . Dieser Kohlenstoff diffundiert während der Ausferritisierung von der Ferrit/Austenit Grenzfläche in den Austenit. Dadurch steigt der Kohlenstoffgehalt im Austenit, welcher stabilisiert wird. Der Kohlenstoffgehalt  $C_{\gamma 0}$  teilt sich somit in zwei Phasen auf: Ein Teil des Kohlenstoffs verbleibt im Ferrit ( $C_\alpha$ ), der andere Teil diffundiert in den Austenit ( $C_\gamma$ ). Dieser Vorgang kann wie folgt beschrieben werden:

$$C_{\gamma 0} = X_\alpha \cdot C_\alpha + X_\gamma \cdot C_\gamma \quad (2-5)$$

$X_\alpha$  und  $X_\gamma$  sind dabei die Volumenanteile von Ferrit und Austenit. Vernachlässigt wird hierbei, dass nach Abkühlen von der Ausferritisierungstemperatur, in der Regel, nicht der komplette Austenit metastabil bleibt, sondern ein Teil in Martensit umwandelt, so dass zur exakten Beschreibung eine Erweiterung des Terms um  $X_{a'} \cdot C_{a'}$  notwendig wäre. Da die Löslichkeit von Kohlenstoff im Ferrit mit 0,02 gew. % jedoch sehr gering ist, wird auch der erste Term oft vernachlässigt, so dass sich Gleichung (2-5) wie folgt vereinfachen lässt [37]:

$$C_{\gamma 0} = X_\gamma \cdot C_\gamma \quad (2-6)$$

Der Anteil an metastabilem Austenit  $X_\gamma$  nimmt mit steigender Ausferritisierungstemperatur zu. Das hat zur Folge, dass der Kohlenstoff sich auf größere Austenit Volumina aufteilt. Das wiederum führt dazu, dass der mittlere Kohlenstoffgehalt in den Austenitgebieten bei steigendem Austenitanteil

abnehmen muss. Eine erhöhte Ausferritierungstemperatur sorgt somit für einen sinkenden Kohlenstoffgehalt im Austenit. Dies gilt für den Temperaturbereich von 300 °C bis 400 °C, abhängig von der Legierungszusammensetzung.

Bei geringeren Ausferritierungstemperaturen ( $< 300^{\circ}\text{C}$ ) ist die Unterkühlung und damit die Triebkraft für die Ferritbildung sehr hoch. Ferrit wird gebildet und Bereiche um die Ferrit/Austenit Phasengrenze reichern sich mit Kohlenstoff an. Die Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff ist bei diesen Temperaturen allerdings sehr gering. Es findet während der Ausferritierung keine ausreichende Stabilisierung des Austenits statt. Allein Bereiche nahe den Ferritnadeln können stabilisiert werden. Mit steigender Ausferritierungstemperatur steigt ebenfalls die Diffusionsgeschwindigkeit, so dass nun eine Stabilisierung möglich ist [38]. Der mittlere Kohlenstoffgehalt steigt somit bei Temperaturen zwischen 250 °C und 300 °C an, bevor dieser gemäß Gleichung 2-6 wieder abfällt (Abbildung 2-18).

Hinsichtlich des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit existieren widersprüchliche Angaben. So spricht *Putatunda* einerseits über den bereits geschilderten Verlauf, aber seit 2004 über einen umgekehrten Verlauf (Abbildung 2-18). Der von *Putatunda* geschilderte Verlauf findet sich jedoch nicht in anderen Quellen.

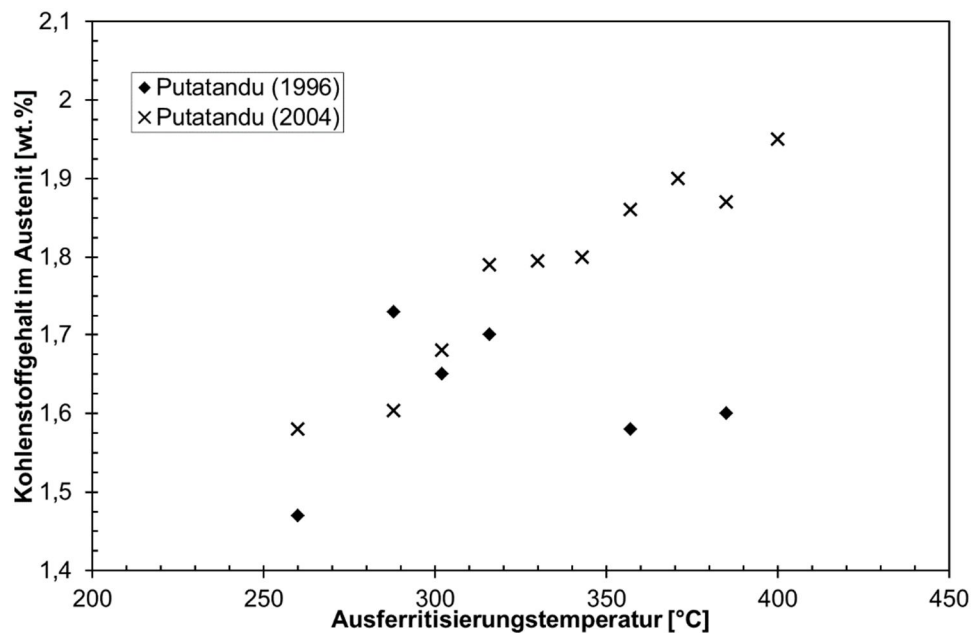


Abbildung 2-18: Kohlenstoffgehalt als Funktion der Ausferritierungstemperatur nach Putatunda [38, 39]

Da mit sinkender Ausferritierungsdauer sowohl der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit als auch die Dichte der Ferritnadeln zunimmt, sind bei niedrigen Ausferritierungsdauern höhere Härten im ADI Gefüge zu beobachten (Abbildung 2-19). Es konnte gezeigt werden, dass keine Martensitbildung während der Indentierung auftritt und somit keinen Einfluss auf die Härtesteigerung hat [40]. Die Streckgrenze verhält sich analog zur Härte (Abbildung 2-20).

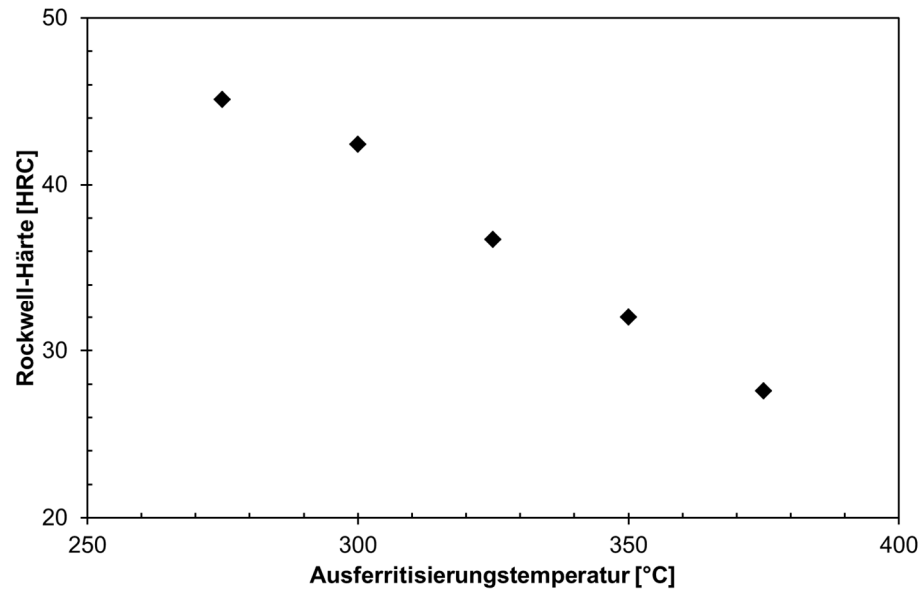


Abbildung 2-19: Rockwell-Härte für verschiedene Ausferritisierungstemperaturen nach [41]

Das Verfestigungsverhalten ändert sich ebenfalls mit der Ausferritisierungstemperatur. Hier treten zwei konkurrierende Mechanismen auf. Mit steigender Ausferritisierungstemperatur ändert sich zum einen die Ferritstruktur und -dichte. Die Ferritnadeln werden größer und in ihrer Anzahl geringer. Dies führt zu einem sinkenden Verfestigungsexponenten. Gleichzeitig steigt jedoch der Anteil an metastabilem Austenit. Der metastabile Austenit besitzt einen höheren Verfestigungsexponenten als der Ferrit. Somit steigt der Verfestigungsexponent mit zunehmender Ausferritisierungstemperatur. Bei hohen Ausferritisierungstemperaturen ( $>300\text{ °C}$ ) dominiert der zweite Mechanismus, bei niedrigeren ( $<300\text{ °C}$ ) der erste. Die Temperatur bei der diese Änderung des Verhaltens auftritt wird als kritische Ausferritisierungstemperatur  $T_{crit}$  bezeichnet.

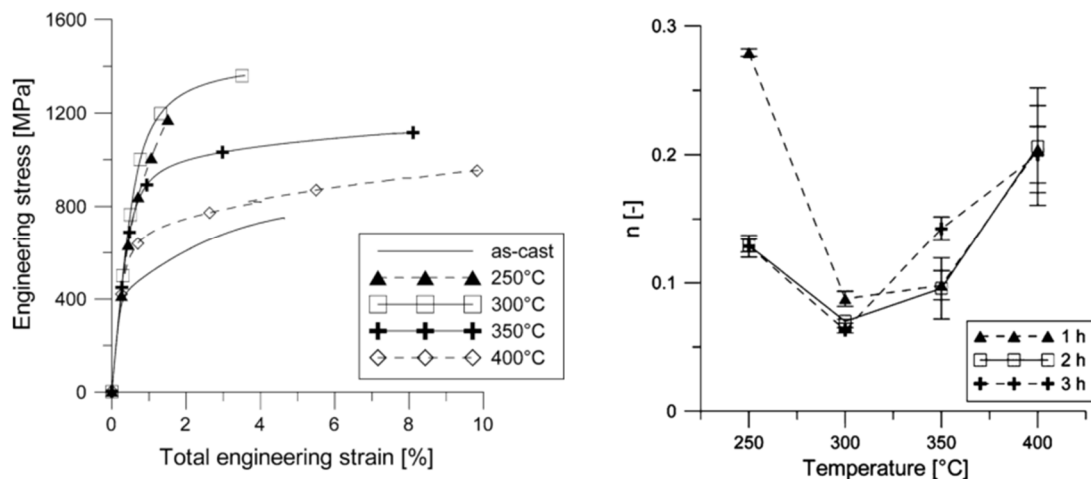


Abbildung 2-20: Spannungs-Dehnungsdiagramm unter Zugverformung bei unterschiedlichen Ausferritisierungstemperaturen (links). Verfestigungsexponent in Abhängigkeit der Ausferritisierungstemperatur (rechts) [42].

#### 2.4.4 Ausferritisierungsdauer $t_{aus}$

Bei der Ausferritisierung beginnt die Ferritnukleation an den Austenitkorngrenzen sowie der Austenit/Graphit Phasengrenze. Haben die Nukleationskeime eine kritische Größe erreicht, wächst

der Ferrit nadelartig in die Austenitkörner (Abbildung 2-21). Das kubisch raumzentrierte Gitter des Ferrits kann dabei einen maximalen Kohlenstoffanteil von 0,02 gew. % lösen. Der „überschüssige“ Kohlenstoff lagert sich im Austenit an. Das führt dazu, dass mit längerer Wachstumsdauer der Kohlenstoffgehalt in den Austenitkörnern immer weiter steigt. Diese Anreicherung mit Kohlenstoff ist nötig, um den metastabilen Austenit zu erzeugen. Hiermit ist der Austenitgehalt gemeint, der nach der Wärmebehandlung bei Raumtemperatur vorliegt.

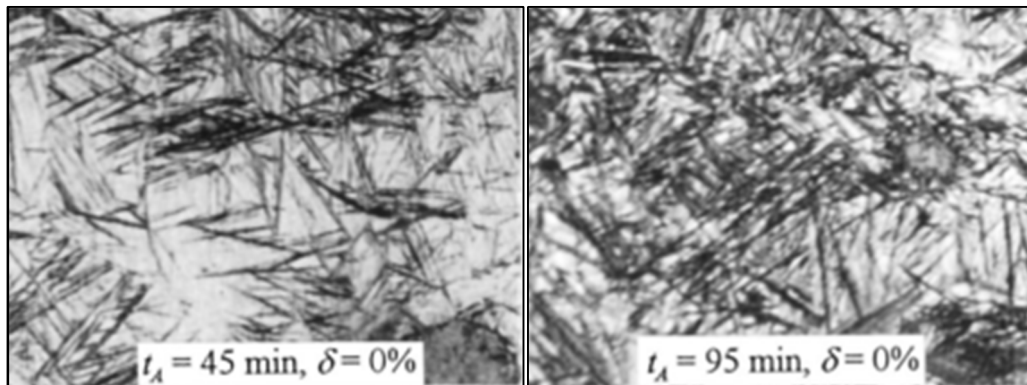
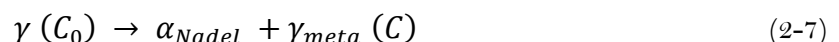


Abbildung 2-21: Mikrostrukturentwicklung nach 45 und 95 Minuten im Salzbad bei 260 °C eines ehemals ferritisch-pelritischen Gusseisen (< 5% Perlit).  $\delta = 0\%$  bedeutet verformungsfrei [43]

Der Ausferritisierungsvorgang wird in zwei aufeinanderfolgende Phasen unterteilt (Abbildung 2-22). Zwischen diesen beiden Phasen befindet sich das Prozessfenster, in dem das austenitisch-ferritische Gusseisen vorliegt. Hierbei ist die erste Phase durch Nukleation und Wachstum der Ferritnadeln aus den ehemaligen Austenitkörnern gekennzeichnet. Durch das Wachstum der Ferritnadeln und der damit einhergehenden Diffusion des Kohlenstoffs von den Ferrit/Austenit Grenzflächen in den Austenit, nimmt mit zunehmender Dauer der Anteil an metastabilem Austenit  $X_\gamma$ , der nach der Wärmebehandlung bei Raumtemperatur vorliegt, zu. Die Gefügeentwicklung in dieser ersten Phase kann durch folgende Reaktionsgleichung beschrieben werden:



Ist das Prozessfenster erreicht, bleibt der Austenitgehalt nahezu konstant, bis er nach Erreichen der zweiten Phase in stabilen Zementit und Ferrit zerfällt. Beschrieben wird das Verhalten des Gefüges in dieser zweiten Phase durch folgende Gleichung:

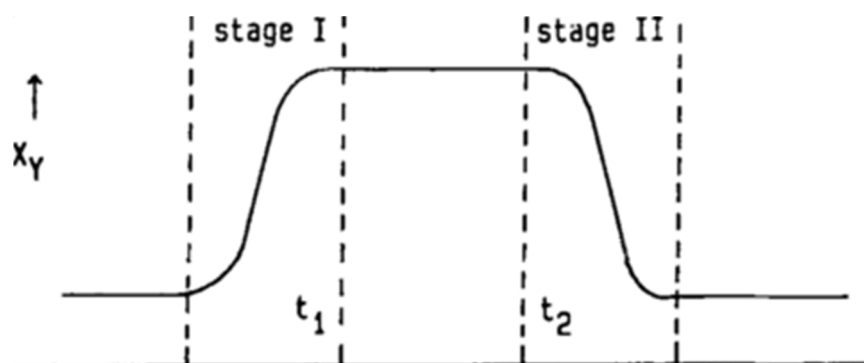


Abbildung 2-22: Idealisierter Verlauf des Austenitgehaltes, der nach der Wärmebehandlung bei Raumtemperatur vorliegt, als Funktion der Ausferritisierungsdauer  $t_{aus}$  [44]



Nach Abkühlung auf Raumtemperatur spiegeln sich die Phasen eins und zwei sowie das Prozessfenster in der Härte wider (Abbildung 2-23). Zu Beginn der ersten Phase  $t_{\text{aus}} = 0$  liegt nur Austenit vor. Wird dieser abgekühlt, wandelt er komplett in Martensit um. Dies führt zu einem hohen HärteWert von etwa 600 HV. Mit steigender Ausferritisierungsdauer steigt der Anteil an metastabilem Austenit. Somit sinkt gleichzeitig der Anteil an Austenit, der bei Abkühlung auf Raumtemperatur in Martensit umwandelt. Die Härte nimmt damit solange ab, bis das Prozessfenster erreicht ist und der Anteil an metastabilem Austenit konstant bleibt. In der Härte spiegelt sich dies durch ein nahezu konstantes Niveau wider.

Nach Erreichen der zweiten Phase steigt die Härte leicht an, da in dieser Phase der metastabile Austenit in Zementit und Ferrit zerfällt. Je niedriger der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit, desto höher fällt der Härteanstieg aus [45].

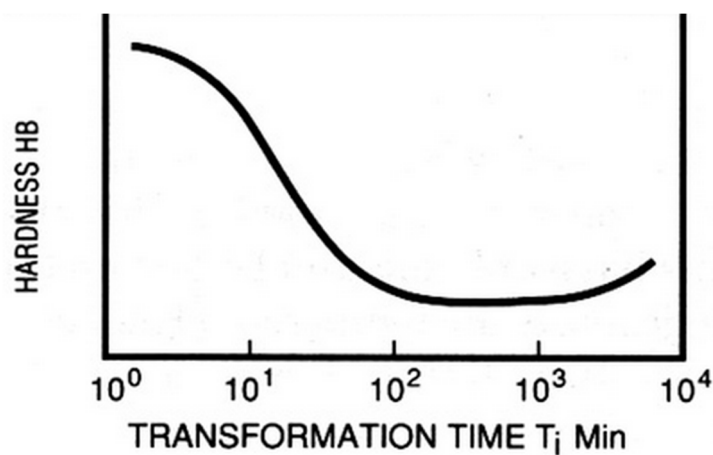


Abbildung 2-23: Verlauf der Härte als Funktion der Ausferritisierungsdauer für verschiedene Ausferritisierungstemperaturen nach Abkühlung auf Raumtemperatur [46].

### 2.4.3 Einsatzgebiete von ADI

Wie in den vorherigen Kapiteln beschrieben, kann die Mikrostruktur von ADI-Werkstoffen über einen weiten Bereich verändert werden. Dies führt dazu, dass eine gezielte Einstellung der mechanischen Eigenschaften bei diesen Werkstoffen möglich ist.

Die theoretischen Grundlagen zur ADI Wärmebehandlung gehen dabei auf die Arbeiten von Bain [47] in den 1930er Jahren zurück, in denen das Umwandlungsverhalten von Austenit bei verschiedenen Temperaturen betrachtet wurde. Erst 40 Jahre nach dieser Entdeckung wurde das erste ADI-Bauteil, eine Kurbelwelle, in den 1970er Jahren industriell eingesetzt (Abbildung 2-24). Es findet bis heute hierfür Einsatz.





Abbildung 2-24: Kurbelwelle eines Kompressors für ein Kälteaggregat als erste kommerzielle Anwendung von ADI durch die Firma Tecumseh Products im Jahr 1972. Nach [48].

Um einen industriellen Einsatz mit ADI-Werkstoffen zu ermöglichen, muss gewährleistet sein, dass die mechanischen Eigenschaften dem gewünschten Profil entsprechen. Dafür sind die mechanischen Kennwerte hinsichtlich Zugfestigkeit  $R_m$ , 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , Bruchdehnung  $A_5$ , Brinellhärte  $HB$ , und Kerbschlagarbeit  $A_{kv}$  (nur in ASTM) in der Europäische Norm 1564 sowie der amerikanischen ASTM A 897 [22, 46] in verschiedene Festigkeitsklassen eingeteilt (Tabelle 2-1).

Bevor näher auf die Einsatzgebiete eingegangen wird, sei nochmals auf die Vorteile von Gusseisen gegenüber Stahl eingegangen. Gusseisen ist gut gießbar und somit können komplexe endkonturnahe Geometrien hergestellt werden. Gusseisen besitzt weiterhin eine 10 % geringere Dichte gegenüber Stahl. Zusätzlich dazu ist das Dämpfungsvermögen höher als das von Stahl [49]. Die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen reichen jedoch nicht an die von Stählen heran.

ADI Werkstoffe kombinieren die guten Eigenschaften von Gusseisen mit den mechanischen Eigenschaften von thermo-mechanisch behandelten Stählen (Tabelle 2-1). Dadurch wird ADI zu einem vielversprechenden Konstruktionswerkstoff.

Tabelle 2-1: Eigenschaften (Mindestwerte von ADI nach ASTM A 897 und DIN EN 1564 [22, 46])

Sorte nach		$R_m$	$R_{p0,2}$	$A_5$	BH
ASTM	DIN EN	[MPa]	[MPa]	[%]	[HBW <sub>2,5/187,5</sub> ]
-	GJS-800-8	800	500	8	260-320
Grade 1	-	850	550	10	269-321
-	GJS-1000-5	1000	700	5	300-360
Grade 2	-	1050	750	7	302-363
-	GJS 1200-2	1200	850	2	340-440
Grade 3	-	1200	850	4	341-444
-	GJS-1400-1	1400	1100	1	380-480
Grade 4	-	1400	1100	1	388-477
Grade 5	-	1600	1300	-	444-555
1.4914 (martensitischer Stahl)		<1150	800	10	-

Typische Bauteile aus ADI sind z.B. Kurbel- und Nockenwellen, Getriebe, Hydraulikzylinder und Ventilkörper. Als Werkzeugmaterial findet ADI bisher jedoch keine Anwendung, obwohl ADI gute Eigenschaften hinsichtlich des Abrieb- und Verschleißverhalten gegenüber herkömmlichen Werkzeugmaterialien zeigt [50].

ADI-Werkstoffe können in immer größeren Dimensionen hergestellt werden. So besitzt *Applied Process Inc.* die zurzeit größte Wärmebehandlungsanlage mit einem Arbeitsraum der Größe von 2,05 x 2,44 x 1,42 m. In dieser Anlage können Teile mit einem Gewicht von bis zu 9 t unter Schutzgas austenitisiert und danach im Salzbad ausferritisiert werden [51]. So ist diese Anlage z.B. auch für die Wärmebehandlung von Presswerkszeugen im Automobilbau geeignet.

Der größte Markt für ADI-Werkstoffe sind die USA. Abbildung 2-25 zeigt die Verteilung der Marktanteile in den einzelnen Sektoren für den Einsatz von ADI.

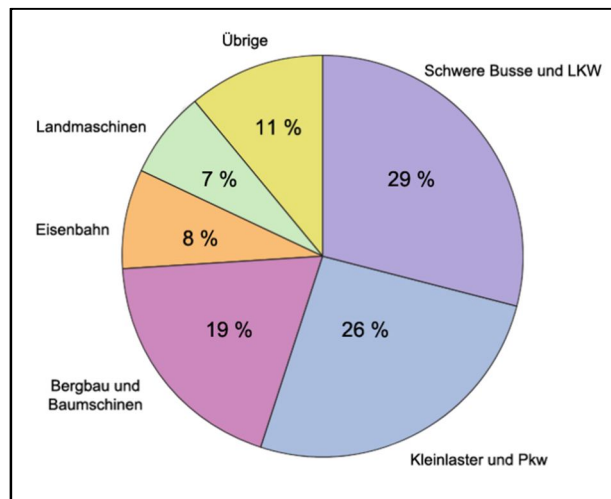


Abbildung 2-25: Einsatz von ADI bzw. Verteilung der Marktanteile in den USA nach [52]

## 2.5 Metastabiler Austenit

In diesem Kapitel wird detailliert auf den metastabilen Austenit eingegangen. Hiermit ist der Austenit gemeint, der nach der Wärmebehandlung bei Raumtemperatur vorliegt. Dieser Gefügeparameter zeichnet den ADI gegenüber herkömmlichen Gusseisen aus und dessen Umwandlung in harten Martensit soll durch eine mechanische Oberflächenbehandlung induziert werden.

Austenit liegt im reinen Eisen bei Raumtemperatur nicht als stabile Phase vor. Erst durch geeignete Stabilisierungsmaßnahmen, sei es mechanisch (2.5.1) oder chemisch (2.5.2), kann Austenit auch bei Raumtemperatur vorliegen. Beschrieben wird die Stabilität durch die beiden Parameter Martensitstart-  $M_s$  und Martensitfinishtemperatur  $M_f$ . Bei Erreichen von  $M_s$  startet die Martensitbildung und  $M_f$  gibt an, wann die Umwandlung abgeschlossen ist. Durch mechanische bzw. chemische Stabilisierung können  $M_s$  und  $M_f$  hin zu tieferen Temperaturen verschoben werden. Im Folgenden wird auf die verschiedenen Möglichkeiten der Stabilisierung des Austenits eingegangen und danach werden die mikrostrukturellen Vorgänge während der Verformung erläutert.

---

### 2.5.1 Mechanische Stabilisierung

Von mechanischer Stabilisierung des Austenits wird gesprochen, wenn die Martensitstarttemperatur unterschritten wurde und somit bereits erster Martensit gebildet wurde. Der kubische Austenit, bei dem die Gitterparameter in allen Raumrichtungen konstant sind, expandiert bei der Umwandlung in den tetragonalen Martensit [53]. Die Volumenzunahme während der Transformation  $V_{AM}$  ist abhängig vom Kohlenstoffgehalt und kann wie folgt beschrieben werden [54]:

$$V_{AM}[\%] = 4,64 - 0,53 \cdot C_{\gamma} \quad (2-9)$$

Hierdurch entstehen Druckspannungen im Material. Diese Druckeigenspannungen wirken laut *Tammann* und *Scheil* [55] einer weiteren Transformation des Austenits entgegen, da diese für eine weitere Transformation überwunden werden müssen. Durch die Bildung von Martensit wird an der Grenzfläche von Austenit zu Martensit eine erhöhte Versetzungsdichte von  $10^{11} \text{ cm}^{-2}$  bis  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$  beobachtet [56]. Laut *Rose* [57] soll hierdurch ebenfalls die weitere Transformation des Martensits behindert werden.

Beim Härten von Stählen kann mechanische Stabilisierung des Austenits als Nebeneffekt auftreten (Restaustenit).

Die mechanische Stabilisierung von Austenit kann so weit gehen, dass selbst bei Abkühlung auf die Temperatur von flüssigem Helium keine vollständige Martensitbildung auftritt [59, 60] und damit Restaustenit im Gefüge verbleibt.

### 2.5.2 Chemische Stabilisierung

Durch Wahl geeigneter Legierungselemente kann das  $\gamma$ -Phasenfeld vergrößert werden. Hierdurch ist es möglich, dass Austenit bei Raumtemperatur stabil bzw. metastabil vorliegt. Ein weit verbreitetes Legierungselement hierfür ist Nickel. Es wird zum Beispiel im Werkstoff V2A (Versuchsschmelze 2, Austenit), Werkstoff Nr. 1.4301, verwendet. Dies war der erste kommerziell produzierte nichtrostende Stahl und macht heute ein Drittel der weltweit produzierten nichtrostenden Stähle aus [61]. TRIP-Stähle gehören ebenfalls zu den austenitischen Stählen.

Aber auch durch Anreicherung mit Kohlenstoff kann der Austenit bis auf Raumtemperatur stabilisiert werden. *Klöpper* [62] gibt Kohlenstoffgehalte von 1,2-2,1 gew. % an. *Garin* [63] gibt Werte für Austenit in austenitisch ferritischen Gusseisen mit 1,8-2,1 gew. % an, *Rouns* [36] mit 1,7-2,1 gew. %.

### 2.5.3 Umwandlung in Martensit

Durch Unterkühlung oder Verformung des Austenits kann eine Umwandlung in Martensit initiiert werden. Durch den Verlauf der freien Enthalpie als Funktion der Temperatur von Austenit und Martensit kann dies erläutert werden (vgl. Abbildung 2-26). Da jedes System bestrebt ist, einen Zustand minimaler freier Enthalpie anzunehmen, ist bei Temperaturen  $>T_0$  der Austenit stabil. Wird die  $T_0$  unterschritten, so besitzt die Martensitphase eine kleinere freie Enthalpie als die Austenitphase und ist in diesem Fall die stabile Phase. Die Umwandlung von Austenit zu Martensit erfolgt jedoch nicht direkt bei Unterschreiten der Übergangstemperatur  $T_0$ , sondern erst nach Unterkühlung um den Differenzbetrag  $\Delta T$  – auf die Martensitstarttemperatur  $M_s$ . Es ist somit ein Differenz-Enthalpiebetrag  $\Delta G_s$  notwendig um die Umwandlung zu induzieren. Ist dieser Enthalpiebetrag, z.B. durch Unterkühlung, aufgebracht erfolgt der Umklappvorgang vom kubisch-flächenzentrierten Austenitgitter in den tetragonal-innenzentrierten Martensit. Thermodynamische Betrachtungen kommen zu dem Ergebnis, dass dieser Enthalpiebeitrag bei etwa 1200 J/mol liegt [64].

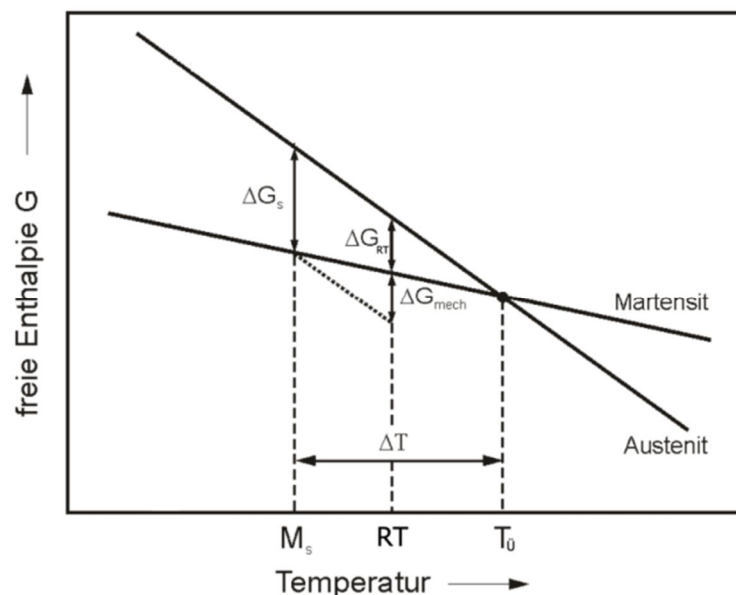


Abbildung 2-26: Freie Enthalpien von Austenit und Martensit bei verschiedenen Temperaturen nach [65].

Durch zunehmenden Kohlenstoffgehalt im Austenit verschiebt sich die Martensitstarttemperatur  $M_s$  hin zu niedrigeren Temperaturen.  $T_0$  bleibt konstant. Bei Gusseisen ohne ADI-Wärmebehandlung befindet sich  $M_s$  oberhalb der Raumtemperatur  $RT$ , so dass beim Abschreckvorgang auf  $RT$  Martensitbildung stattfindet. Befindet sich  $M_s$ , wie im austenitisch-ferritischen Gusseisen, unterhalb der Raumtemperatur so findet keine Umwandlung statt, da der zu Verfügung stehende Enthalpiebetrag  $\Delta G_{RT}$  kleiner ist als der zur Umwandlung notwendige Betrag  $\Delta G_s$ . Eine Umwandlung von Austenit in Martensit ist bei dieser Temperatur dennoch möglich. Wird eine mechanische Spannung aufgebracht, so kann diese als zusätzlicher Energiebetrag ( $\Delta G_{mech}$ ) verstanden werden. Eine Umwandlung erfolgt wenn:

$$\Delta G_{RT} + \Delta G_{mech} > \Delta G_s \quad (2-10)$$

Je mehr Kohlenstoff im Austenitgitter gelöst ist, desto stabiler ist der Austenit und desto niedriger liegt dessen Martensitstarttemperatur. Da der Enthalpiebeitrag bei Raumtemperatur  $\Delta G_{RT}$  immer gleich groß ist, muss somit ein höherer Beitrag an mechanischer Verformungsenergie ( $\Delta G_{mech}$ ) zur Umwandlung aufgebracht werden. *Patel* [66] beschreibt  $\Delta G_{mech}$  wie folgt:

$$\Delta G_{mech} \left[ \frac{kg}{m \cdot s^2} \right] = \sigma \cdot \varepsilon + \tau \cdot \gamma \quad (2-11)$$

Hierbei sind  $\sigma$  und  $\varepsilon$  die Spannung bzw. Dehnung im Austenit und  $\tau$  und  $\gamma$  die Scherspannung und -dehnung.

Die mechanischen Eigenschaften des Martensits ergeben sich aus dessen Kohlenstoffgehalt. Mit höheren Kohlenstoffgehalten treten durch Mischkristallverfestigung höhere Härten im Austenit und Martensit auf [67].

Der Vorgang, der zur Austenit/Martensit Umwandlung führt, wird als verformungsinduzierte Martensitbildung bezeichnet. Hierbei wird zwischen zwei Mechanismen unterschieden [68, 69]. Es gibt zum einen die spannungsinduzierte Umwandlung und zum anderen die dehnungsinduzierte Umwandlung. Bei der spannungsinduzierten Martensitumwandlung wird die Umwandlung durch elastische Verformung ausgelöst (vgl. Abbildung 2-26), wohingegen die dehnungsinduzierte erst durch plastische Verformung hervorgerufen wird. Bei der spannungsinduzierten Umwandlung dienen vorhandene Martensitkeime als Nukleationszentren für die Martensitbildung. Bei der dehnungsinduzierten dienen hierzu Versetzungskonfigurationen, welche durch ihre gespeicherte Energie die Aktivierungsenergie für die Umwandlung bereitstellen. Welcher dieser Mechanismen im ADI für die Austenit/Martensit Umwandlung verantwortlich ist, ist bisher nicht eindeutig geklärt [70].

Da die Umwandlung ein diffusionsloser Prozess ist, sind große Verschiebungen der Atome untereinander nicht möglich, so dass zwischen beiden Kristallgittern bestimmte Orientierungsbeziehungen herrschen müssen.

Es werden dabei verschiedene Orientierungsbeziehungen unterschieden, wovon hier die drei gebräuchlichsten erläutert werden (Abbildung 2-27). Die erste ist die nach Bain [71]. Dabei entsteht durch reine Deformation aus zwei benachbarten flächenzentrierten-Gittern das innenzentrierte des Martensits. Hierzu erfolgt eine Stauchung des Austenitgitters entlang  $\langle 001 \rangle$  und eine Expansion entlang  $\langle 100 \rangle$  und  $\langle 010 \rangle$ . Die dadurch entstandenen Verzerrungen im Kristall können durch die Dehnungsmatrix  $B$  nach *Bain* wie folgt berechnet werden [72]:

$$B = \begin{pmatrix} \sqrt{2} \cdot \frac{a_\alpha}{a_\gamma} & 0 & 0 \\ 0 & \sqrt{2} \cdot \frac{a_\alpha}{a_\gamma} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{a_\alpha}{a_\gamma} \end{pmatrix} \quad (2-12)$$

$a_\alpha$  und  $a_\gamma$  sind dabei die Gitterkonstanten des Martensits und des Austenits.

Aus geometrischen Gründen muss es eine invariante Ebene zwischen beiden Kristallgittern geben, die sogenannte Habitusebene. Diese bildet die Phasengrenze zwischen Austenit und Martensit und muss invariant, unverzerrt und ungedreht bleiben. Ansonsten würde eine makroskopisch sichtbare Gestaltänderung auftreten [73]. Bei der Bain-Umwandlung existiert solch eine Habitusebene nicht, so dass die Bain-Umwandlung eine unzureichende Beschreibung liefert.

Anders als bei der Transformation nach Bain liegt in der Kurdjumov-Sachs- [74] und Nishiyama-Wassermann-Beziehung [75] eine Habitusebene zwischen der kubisch-raumzentrierten Phase und der innenzentrierten Phase vor (Abbildung 2-27). Beide Umwandlungen konnten bereits mehrfach experimentell nachgewiesen werden [76, 77]. Es konnte gezeigt werden, dass auch die Orientierungsbeziehung der Ferritnadeln zu den ehemaligen Austenitkörnern im ADI der Kurdjumov-Sachs Beziehung folgt [78].

Es wird zwischen verschiedenen Martensit Morphologien unterschieden. So kommt Martensit in massiver Lattenstruktur oder plattenförmig vor [79]. Die Ausprägung ist wiederum abhängig vom Kohlenstoffgehalt im Austenit. Bei Kohlenstoffgehalten von 1,1 bis 1,9 gew. %, welche der metastabile Austenit im ADI besitzt, ist mit linsenförmigen Martensitplatten zu rechnen [80]. Die Struktur des linsenförmigen Martensits ist dabei sehr komplex, da die Austenit/Martensit Grenzfläche leicht gebogen ist. Hierdurch kann keine eindeutige Habitusebene zugewiesen werden. Deshalb wird allein die Region in der Mitte der Linse betrachtet, die „Midrib“ Region [81].

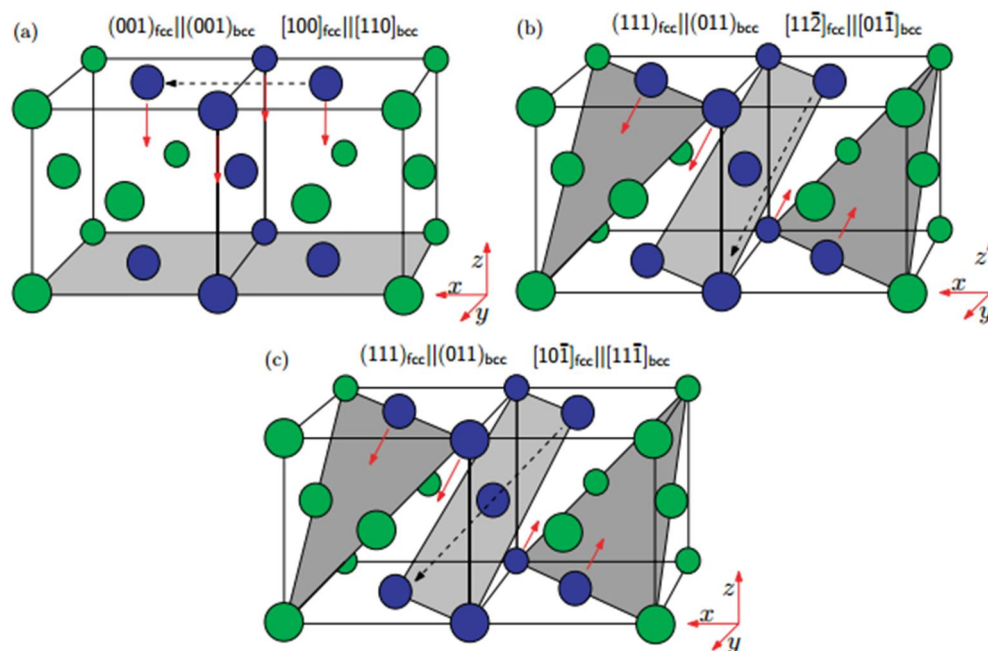


Abbildung 2-27: Orientierungsbeziehung zwischen dem kubisch-flächenzentrierten Wirtsgitter (grün) und der Martensitphase (blau) nach Bain (a), Nishiyama-Wassermann (b) und Kurdjumov-Sachs (c). Die roten Pfeile geben die Bewegungsrichtung bei der Initiierung der Umwandlung an und die grauen die invariante Richtung, die von beiden geteilt wird. [82].

Auch zwischen Ferrit und Austenit sind nur bestimmte Orientierungsbeziehungen zu beobachten. Es konnte gezeigt werden, dass die Orientierungsbeziehung der Ferritnadeln zu den Austenitkörnern im ADI der Kurdjumov-Sachs Beziehung folgt.

---

## 2.6 Fragestellung der Arbeit

In dieser Arbeit soll geklärt werden, ob EN-JS2070 in Kombination mit dem Maschinellen Oberflächenhämmern als Werkstoff für das Tiefziehen höherfester Bleche geeignet ist. Durch Vorarbeiten [83, 11, 9] konnte gezeigt werden, dass das Verfahren des Maschinellen Oberflächenhämmerns für diesen Werkstoff geeignet ist, die manuelle Polierarbeit auf ein Minimum zu reduzieren oder sogar zu ersetzen. Allerdings ist auch bei Optimierung der Hämmerparameter keine ausreichende Oberflächenhärte bei diesem Werkstoff erzielbar. Somit ist der Werkstoff im Gusszustand für eine weitere Optimierung ungeeignet. Aus diesem Grund soll in dieser Arbeit die Mikrostruktur von EN-JS2070 auf die Oberflächenbearbeitung durch das Hämmern hin optimiert werden.

Ein optimaler Werkstoff sähe so aus, dass er zum einen nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern sehr hart ist, so dass er gegen abrasiven Verschleiß geschützt ist. Zum anderen sollte der Werkstoff aber auch duktil sein, damit sich der Werkstoff durch das Hämmern ausreichend gut einglätten lässt.

Ein vielversprechender Ansatz zu Festigkeitssteigerungen von Gusswerkstoffen bei gleichzeitig ausreichender Duktilität zum Einglätten bietet die sogenannte austenitisch-ferritische (ADI) Mikrostruktur, bei der die Härte und Festigkeit über Martensitbildung stark beeinflusst werden kann. Hierdurch bietet sich das Potenzial, durch das Maschinelle Oberflächenhämmern von ADI sehr harte und verschleißfeste Oberflächen zu erzeugen.

Hier setzt diese Arbeit an. Der weit verbreitete Werkstoff EN-JS2070 wird dafür mittels einer zweistufigen Wärmebehandlung (Ofen, Salzbad) in den ADI-Zustand überführt. Hierbei gilt es zu klären, welchen Einfluss die Wärmebehandlungsparameter Austenitisierungstemperatur, -dauer, Ausferritisierungstemperatur und -dauer auf die Mikrostruktur und damit die mechanischen Eigenschaften haben. Für die Austenitisierung soll die Aktivierungsenergie für die Migration von Großwinkelnkorngrenzen bestimmt werden, um eine allgemeingültige Aussage über die Abhängigkeit der ehemaligen Austenitkorngröße von der Austenitisierungstemperatur und -zeit in diesem Werkstoff zu erhalten. Aufbauend darauf soll eine Voraussage der Härte des ADI als Funktion der ehemaligen Austenitkorngröße abgeleitet werden.

Bezüglich des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit in Abhängigkeit von den Wärmebehandlungsparametern zeigt die Literatur Widersprüche, die in dieser Arbeit geklärt werden sollen. Dazu müssen geeignete Methoden gefunden werden, mit denen die Mikrostruktur hinreichend genau charakterisiert werden kann. Hierbei liegt der Fokus vor allem auf dem Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt (~Stabilität und Härte). Wie diese beiden mikrostrukturellen Parameter über die Wärmebehandlungsparameter eingestellt werden können, soll auf Basis von experimentellen Ergebnissen mathematisch beschrieben werden. Dadurch kann der Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt gezielt eingestellt werden.

Als nächstes gilt es zu klären, wie die optimale ADI-Mikrostruktur für das Maschinelle Oberflächenhämmern aussieht. Hierbei liegt nahe, dass der Austenitgehalt maximiert werden sollte, um eine möglichst große Menge an harten Martensit erzeugen zu können. Unklar ist aber, wie der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit zu wählen ist. Genügt die Energie die durch das Maschinelle Oberflächenhämmern eingebracht wird, um den sehr stabilen Austenit in Martensit umzuwandeln oder sollte versucht werden, einen möglichst geringen Kohlenstoffgehalt im Austenit und damit eine geringe Stabilität einzustellen. Um dies zu klären wird ein Energievergleich hinsichtlich der induzierten Energie durch das Hämmern (mittels FEM-Simulationen) und dem für die Umwandlung nötigen Energie (Druckversuch, Nanoindentation) benötigt. Hierfür soll zunächst



---

---

die Energie bestimmt werden, die durch das Verfahren eingebracht wird. Im nächsten Schritt soll diese Energie auf das Volumen in dem die Martensitbildung stattfindet bezogen werden.

In einem weiteren Schritt wird der Fokus auf die mechanische Bearbeitung durch Fräsen und Hämmern gelegt. In der industriellen Anwendung steht jeder Hämmerebearbeitung ein Fräsprozess voran. Da die Werkstoffoberfläche mechanisch verformt wird, kann bereits während dieses Prozessschritts der metastabile Austenit in Martensit umgewandelt werden. Deshalb wird der Einfluss verschiedener Fräsparemeter auf die Mikrostruktur des ADI untersucht. Hierbei liegt der Fokus auf der Menge an umgewandeltem Martensit und der Aufhärtung in die Tiefe des Materials. Es soll untersucht werden, in wie weit durch Wahl geeigneter Fräsparemeter die Martensitbildung minimiert oder sogar vollkommen unterdrückt werden kann.

Abschließend soll geklärt werden, wie weit sich die optimale ADI-Mikrostruktur einglätten lässt und ob die Einglätung vergleichbar mit der von EN-JS2070 ohne Wärmebehandlung (klassischen Prozesskette) ist. Hinsichtlich der Aufhärtung durch das Hämmern muss geklärt werden, ob der metastabile Austenit in harten Martensit umgewandelt werden kann.

Aus den gewonnen Erkenntnissen sollen Handlungsrichtlinien für die Wärmebehandlung an EN-JS2070 erstellt werden. Diese sollen auch Empfehlungen für die Prozessparemeter des Maschinellen Oberflächenhämmerns beinhalten.



---

## 3 Experimentelle Durchführung

---

### 3.1 Verwendeter Werkstoff & ADI-Wärmebehandlung

Als Versuchswerkstoff für die ADI-Wärmebehandlung wurde der Gusseisen-Werkstoff EN-JS2070 verwendet. Die chemische Zusammensetzung der genutzten Charge ist in Tabelle 3-1 aufgeführt.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung von EN-JS 2070 nach der Analyse aus Kapitel 9.1

Element	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Mg
gew. %	bal.	3,66	2,18	0,45	0,04	0,03	0,02	0,98	0,54	0,01	1,09	0,04

Wie in Kapitel 2.4 geschildert, besteht die ADI-Wärmebehandlung aus zwei Wärmebehandlungsschritten.

Im ersten Wärmebehandlungsschritt, dem Austenitisieren, wurde ein Kammerofen der Firma „Linn“ verwendet. Die Proben, Würfel mit der Größe 30 mm x 30 mm x 30 mm, wurden mit einer Härtereifolie ummantelt, um die Oxidation der Probenoberfläche zu verhindern. Ein kontinuierlicher Argonstrom in die Ofenkammer sorgte für eine nahezu inerte Atmosphäre. Es erfolgte jeweils eine Variation der Austenitisierungstemperatur (820 °C bis 1020 °C) und Austenitisierungszeit (1 bis 4 Stunden).

Nach der Austenitisierung wurden die Proben, ohne vorherige Abkühlung, direkt in einem Salzbadofen der Firma „Nabertherm“ ausferritisiert. Als Salz wurde „Durferit AVS 250“ verwendet, welches ein Gemisch aus Natriumnitrat und -nitrit ist. Der Wechsel zwischen Ofen und Salzbad erfolgte in weniger als 5 s. Nach der Wärmebehandlung im Salzbad wurden die Proben an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt. Im Salzbad wurden die Temperatur (300 °C bis 400 °C) und die Zeit (30 Minuten bis 68 Stunden) variiert.

### 3.2 Gefügecharakterisierung

#### 3.2.1 Präparation der Schiffe

Aus der Mitte der wärmebehandelten Proben wurde mit Hilfe einer Trennmaschine des Typs „Brilliant 230“ von *ATM* Würfel mit einer Kantenlänge von etwa 7 mm herausgetrennt. Hierfür wurde eine Diamanttrennscheibe verwendet. Die Probenkörper wurden mit dem Kalteinbettmittel „Epofix“ eingebettet und danach manuell geschliffen und poliert. Für das Schleifen wurden Siliziumkarbid Schleifscheiben mit Körnungen von 80 – 4000 verwendet. Danach erfolgte das Polieren mit einer Diamantsuspension und mittleren Diamantkorngrößen von 3 µm bzw. 1 µm und dem Schmiermittel „Lubricant blau“. Zwischen jedem Schleif- und Polierschritt wurden die Proben im Ultraschallbad gereinigt.

Proben für EBSD-Messungen wurden zusätzlich unter Zugabe von Nickelpulver eingebettet. Im letzten Polierschritt wurde mit einer Oxid-Partikel-Suspension feingepoliert. Die Größe der Aluminiumoxidpartikel betrug 0,25 µm.

#### 3.2.2 Metallographie

Das Gefüge wurde durch eine 2%ige Nital-Ätzung bei Raumtemperatur sichtbar gemacht. Eine 2%ige Nital Ätzung besteht aus 2 Vol% Salpetersäure (HNO<sub>3</sub>) in Ethanol. Die Proben wurden für 10 Sekunden in der Nital-Lösung angeätzt. Dabei werden vor allem die Ferritnadeln des Gefüges

angeätzt. Anschließend wurden die Proben unter fließendem Wasser gereinigt und erneut in ein Ultraschallbad gegeben.

Zusätzlich wurde die Ätzung nach Beraha I verwendet [84]. Die Beraha Ätzlösung besteht aus 10 ml  $H_2O$ , 0,24 g Ammoniumhydrogendifluorid ( $(NH_4)HF_2$ ), 2 ml Salzsäure (HCl) und 0,01 g Kaliumdisulfid ( $K_2S_2O_5$ ). Die Beraha I Ätzung wurde verwendet, um den Martensit sichtbar zu machen. Die zuvor polierte Probe wurde mit Wasser benetzt und anschließend für 10-15 Sekunden ins Ätzmittel getaucht.

Die Kombination von Nital-Ätzung mit Beraha I-Ätzung ermöglicht eine eindeutige Unterscheidung zwischen den Gefügebestandteilen Austenit und Martensit. Unter der Nital-Ätzung erscheint die gesamte Matrix hell- bis dunkelbraun (Abbildung 3-1). Deutlich abgesetzt hiervon sind die Graphitsphärolite in schwarz und die Ferritnadeln, blau/schwarz. Die Matrix, die unter der Nital-Ätzung einheitlich hell- bis dunkelbraun erscheint, erscheint unter Beraha I-Ätzung als zwei verschiedene Phasen, Martensit (dunkel) und Austenit (hell). Bei den hellen Bereichen kann zusätzlich zwischen den auffällig weißen Phosphideutektika und den Austenitgebieten um die Graphitsphärolite unterschieden werden.

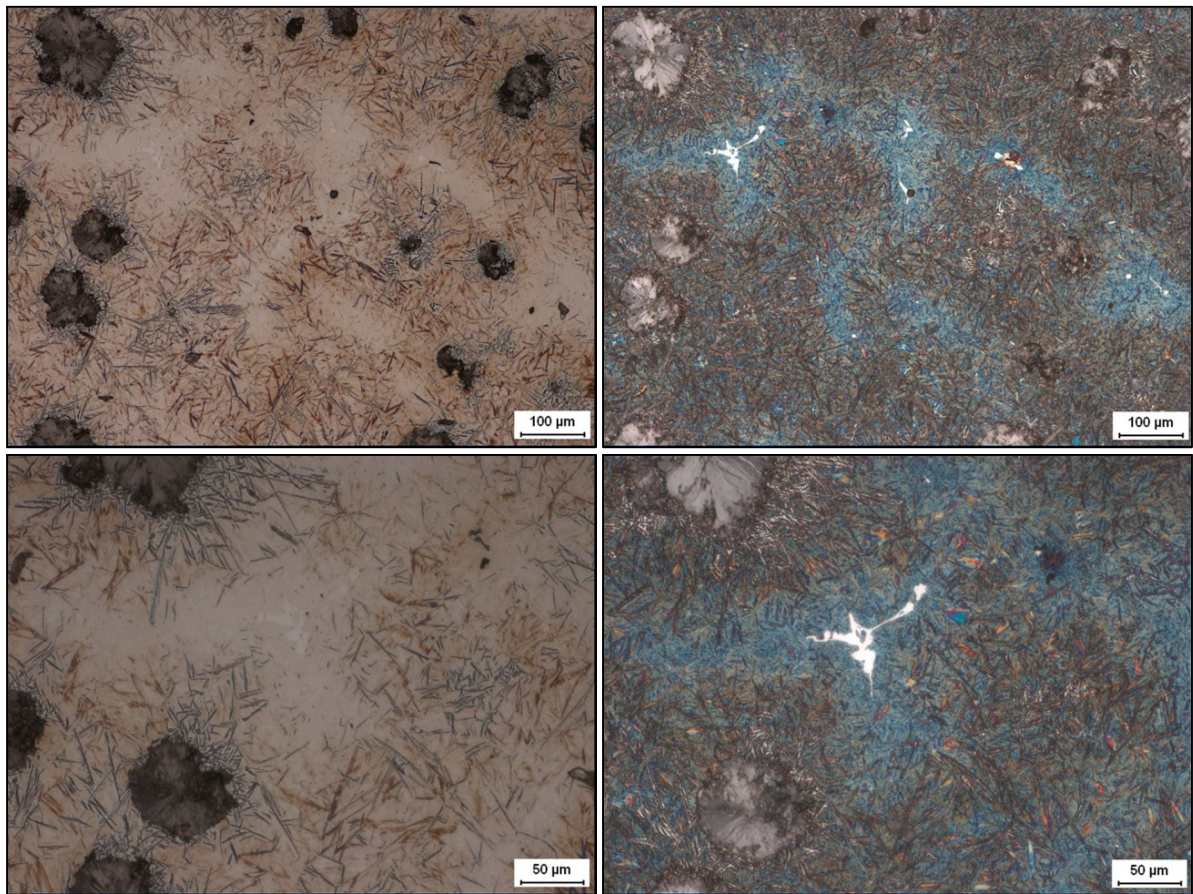


Abbildung 3-1: Gefüge bei einer Ausferritisierungszeit von 30 Minuten unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts).  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$

### 3.2.3 Mikroskopie

Übersichtsaufnahmen des Gefüges wurden an einem Lichtmikroskop der Firma Zeiss aufgenommen. Es wurden Vergrößerungen von 50x, 100x, 200x, 500x und 1000x verwendet.

Zusätzlich wurden rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen gemacht, um die ehemalige Austenitkorngröße zu bestimmen und die Martensitbildung während Nanoindentation sichtbar zu machen zu. Dazu wurden die zu untersuchenden Proben in ein leitfähiges Einbettmittel eingebettet. Die Proben wurden durch ein Kohlenstoffband kontaktiert. EBSD Messungen wurden an einem hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop der Firma *Tescan* durchgeführt.

Trifft der Elektronenstrahl auf die Probenoberfläche, so wird der Strahl zum einen reflektiert und dringt zum anderen etwa 20 nm in das zu untersuchende Material ein [85]. Dort werden die Elektronen an dem Coulombpotential der Atome ein- oder mehrfach diffus gestreut. Aufgrund der Kristallität des Festkörpers kann es dabei zu konstruktiver Interferenz der Elektronen untereinander kommen. Zu konstruktiver Interferenz kommt es, wenn die Bragg-Gleichung erfüllt wird:

$$n_b \cdot \lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta \quad (3-1)$$

Hierbei ist  $n$  die Beugungsordnung,  $\lambda$  die Wellenlänge der einfallenden Strahlung,  $d_{hkl}$  der Netzebenenabstand und  $\theta$  der Winkel zwischen Elektronenstrahl und Netzebene. Da die Elektronen mehrfach gestreut wurden, ist die Bragg-Bedingung rotationssymmetrisch um eine jede Netzebennormalen erfüllt und es entstehen sogenannte Kossel Kegel (Abbildung 3-2). Wo diese auf den Phosphorschirm treffen, sind Kikuchi-Linien zu erkennen [86].

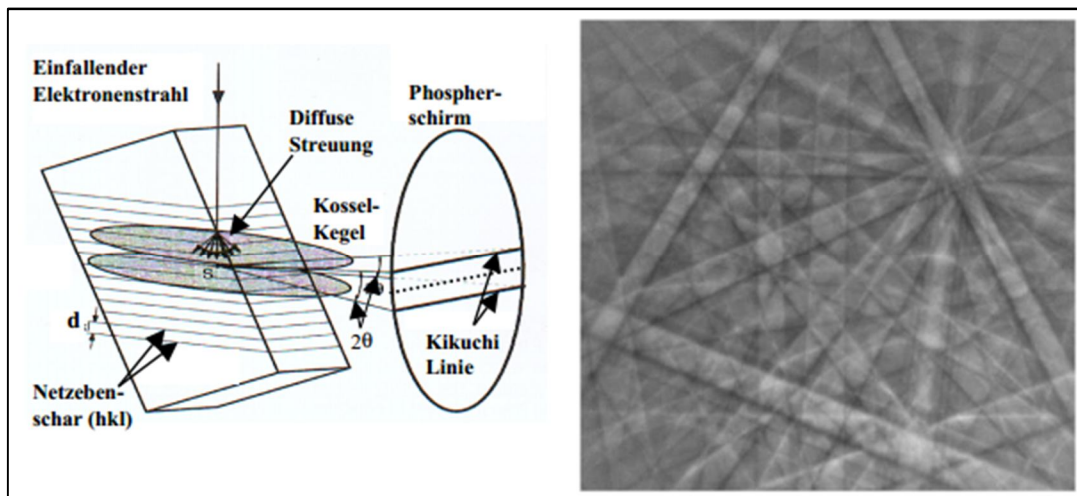


Abbildung 3-2: Schematische Darstellung zur Entstehung von Kikuchi-Linien (links) und Kikuchi-Pattern eines Si-Einkristalls [87]

Zur Detektion der Kikuchi Linien werden diese einer Hough-Transformation unterzogen. Diese Transformation führt dazu, dass aus jeder Kikuchi-Linie ein Punkt im Hough-Raum wird. Diese Punkte werden nun vom Programm mit Datenbanken der Kristallstruktur verglichen. Hierdurch kann eindeutig die vorliegende Kristallstruktur analysiert werden.

Die Messungen erfolgten mit einer Beschleunigungsspannung von 15 bzw. 20 kV. Der Winkel der Probe zum einfallenden Elektronenstrahl wurde zu  $70^\circ$  gewählt, der Arbeitsabstand betrug 13 mm. Die Schrittweite zur Bestimmung der Austenitkorngröße betrug ein Mikrometer. Zur Detektion von Martensit nach der Nanoindentation wurde eine Schrittweite von 15 nm verwendet. Die Datenerfassung erfolgte durch die Software *TSL OIM Data Collection 5*.

---

Zusätzlich wurde EBSD während dieser Arbeit zur Martensitdetektion verwendet. Dafür wurde nach der Indentation in einem metastabilen austenitischen Bereich nach Martensit und Austenit gescannt.

Der Nachweis der Martensitbildung erfolgte weiterhin durch das Electron Channeling Contrast Imaging (ECCI). Da die Intensität der Rückstreuelektronen, wegen unterschiedlicher Packungsdichten, auch eine Funktion des Einfallswinkels ist, kann mit dieser Methode ebenfalls die Martensitbildung nachgewiesen werden. Hierfür wurde das Rasterelektronenmikroskop von TESCAN verwendet. Es wurde eine Beschleunigungsspannung von 15 KV genutzt und der Arbeitsabstand betrug 8 mm. Für die Detektion wurde der BSE Detektor *Deben* Gen5 verwendet.

### **3.2.4 Quantitative Bestimmung der ADI Gefügeparameter mittels Licht- und Elektronenmikroskopie**

#### **Ehemalige Austenitkorngröße**

Da die ehemalige Austenitkorngröße nicht direkt am ADI-Gefüge ermittelt werden kann, wurde die ehemalige Korngröße indirekt mittels EBSD bestimmt. Am Beispiel einer Probe mit der Austenitisierungstemperatur von 920 °C wird dies gezeigt (Abbildung 3-3). Bereiche, die nicht austenitisch sind, bleiben nach einem  $\gamma$ -Phasen Scan schwarz, da hier keine austenitische Phase erkannt wird. Schwarze Bereiche sind somit entweder ferritisch, martensitisch oder die Messung erfolgte auf Graphitsphäroliten.

Unter der Annahme, dass nebeneinanderliegende Bereiche gleicher Färbung (gleiche Kristallorientierung) dem selben (ehemaligen) Austenitkorn zugeordnet werden können, kann aus diesem Bild die ehemalige Austenitkorngröße abgeleitet werden. Hierfür wurden im Programm *OIM Analysis 6.2* „Cleanup-Operationen“ durchgeführt bei denen die schwarzen Bereiche geschlossen werden. Danach wurde die mittlere Austenitkorngröße nach dem Linienschnittverfahren bestimmt.



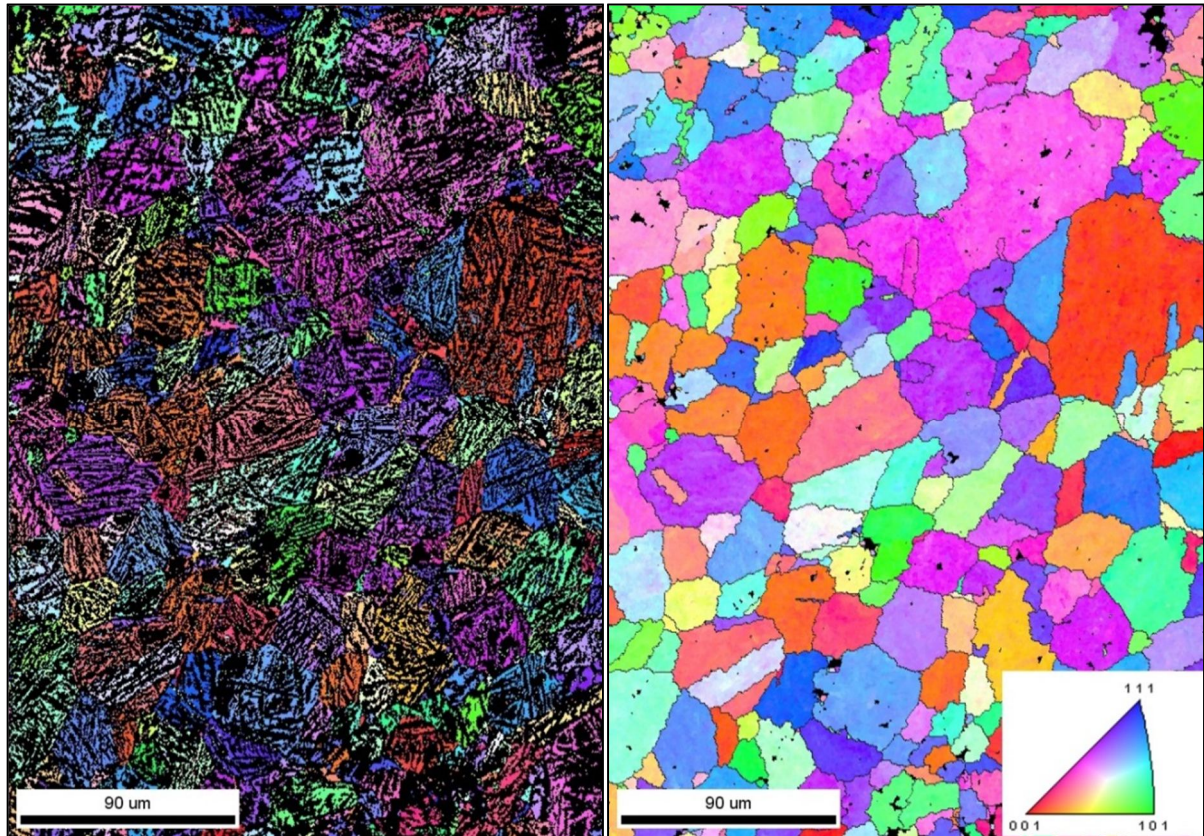


Abbildung 3-3: EBSD Messung an einer Probe mit einer Austenitisierungstemperatur von 920 °C vor (links) und nach (rechts) den Cleanup-Operationen.

#### Mittlere Größe der metastabilen austenitischen Bereiche

Die mittlere Größe der metastabilen austenitischen Bereiche wurde mit der Software Lince 2.31d bestimmt. Hierfür wurden Schliffbilder unter Nital-Ätzung bei 500-facher Vergrößerung verwendet. Die Größe der austenitischen Bereiche wurde nach dem Linienschnittverfahren bestimmt.

#### Anteil der Graphitsphärolite

Der Anteil der Graphitsphärolite am Gesamtgefüge wurde an ungeätzten Proben bestimmt. Hierzu wurden lichtmikroskopische Aufnahmen bei einer 50-fachen Vergrößerung benutzt. An diesen Bildern wurde mittels der Software *Adobe Photoshop CS5* der Schwarzanteil ermittelt. Dieser entspricht dem Anteil der Graphitsphärolite.

### 3.2.5 Röntgendiffraktometrische Messungen

Für die Röntgendiffraktometrie-Messungen wurde das Diffraktometer „D8 Advance“ der Firma „Bruker“ verwendet. Es wurde eine Kupferanode mit der charakteristischen Wellenlänge  $K_{\alpha} = 1,54 \text{ nm}$  (805 eV) genutzt. Die Absorptionslänge (Strecke bei der 1/e der einfallenden Strahlung vom Material absorbiert ist) beträgt für die verwendete Strahlung in Eisen etwa  $0,5 \text{ }\mu\text{m}$  (Einfallswinkel  $2\theta = 30^\circ$ ) [88].

Die Schrittweite betrug dabei jeweils  $0,02^\circ$ , die Messzeit pro Schritt jeweils fünf Sekunden. Die Messungen erfolgten über einen Winkelbereich von  $2\theta = 10\text{--}90^\circ$ .

## Bestimmung des Kohlenstoffgehaltes

Die Bestimmung des Kohlenstoffgehaltes erfolgte durch Rietveld-Verfeinerung der Diffraktogramme in dem Auswerteprogramm WinPLOT (FullProf Suite). Freier Parameter war hierbei die Gitterkonstante des kubisch-flächenzentrierten Austenits und des kubisch raumzentrierten Ferrits. Der Winkel zwischen den Richtungen war konstant bei 90 °. Die gesamte pcr-Datei mit den Eingangs- und Anpassungsparametern ist in 9.1 dargestellt.

Mit Hilfe der Gitterkonstante  $a$  wurde der Kohlenstoffgehalt  $C_\gamma$  durch eine empirische Gleichung nach *Roberts* [89] wie folgt ermittelt:

$$C_\gamma = \frac{a-3,548}{0,044} \quad (3-2)$$

## Bestimmung des Austenitgehaltes

Der Austenitgehalt wurde über die Intensitätsverhältnisse der intensivsten Beugungsreflexe von Ferrit (110) und Austenit (111) bestimmt (direkte Vergleichsmethode). Hierbei werden die Beugungsreflexe des Graphits, aufgrund seines geringen Anteiles am Gesamtgefüge, vernachlässigt.

Die Intensität eines Beugungsreflexes ist nach [90] wie folgt definiert:

$$I(hkl) = K \cdot L(\theta) \cdot G(\theta) \cdot P(\theta) \cdot E_x \cdot H_{hkl} \cdot A \cdot |F(hkl)|^2 \cdot X_i \quad (3-3)$$

Der Extinktionsfaktor kann für polykristalline Proben vernachlässigt werden [90]. Werden die integrierten Intensitätsverhältnisse einer zweiphasigen Probe mit den Phasen  $i$  und  $j$  (hier Austenit und Ferrit) nach *Cullity* [91] in Verhältnis gesetzt, ergibt sich folgende Beziehung:

$$\frac{I_i}{I_j} = \frac{L_i(\theta_i) \cdot P_i(\theta_i) \cdot G(\theta_i) \cdot H_{hkl_i} \cdot |F_i(hkl)|^2 \cdot X_i}{L_j(\theta_j) \cdot P_j(\theta_j) \cdot G(\theta_j) \cdot H_{hkl_j} \cdot |F_j(hkl)|^2 \cdot X_j} \quad (3-4)$$

Der Vorteil hierbei ist, dass sich der unbekannte Absorptionsfaktor  $A$  und die Konstante  $K$  durch Bildung der Verhältnisse herauskürzen. Lorentz-  $L$ , Polarisations-  $P$  und Geometriefaktor  $G$  wurden wie folgt bestimmt:

$$L(\theta) \cdot P(\theta) \cdot G(\theta) = \frac{1 + \cos^2(2\theta)}{\sin^2(\theta) \cos^2(\theta)} \quad (3-5)$$

Der Flächenhäufigkeitsfaktor  $H_{hkl}$  ist für kubisch flächenzentriertes  $\gamma$ -Eisen acht (111) und für den kubisch raumzentrierten Ferrit zwölf (110). Die Strukturformfaktoren  $F(hkl)$  wurden durch folgende Gleichung angenähert:

$$F(hkl) = \sum_{j=1}^n f_j \cdot e^{2\pi i \cdot (hx_j + ky_j + lz_j)} \quad (3-6)$$

Der Atomformfaktor für Eisen beträgt bei  $2\theta = 43,2^\circ$  (111)  $18,83 \text{ \AA}^{-1}$  und bei einem Beugungswinkel von  $2\theta = 44,7^\circ$  (110)  $18,605 \text{ \AA}^{-1}$  [92]. Die kubisch-flächenzentrierte Elementarzelle vom Austenit enthält vier Atome auf den Positionen (0, 0, 0), (1/2, 1/2, 0), (1/2, 0, 1/2) und (0, 1/2, 1/2). Ferrit kristallisiert in der kubisch-raumzentrierten Struktur und enthält somit zwei Atome pro Elementarzelle. Diese befinden sich auf den Positionen (0, 0, 0) und (1/2, 1/2, 1/2).

Unter Verwendung von Gleichung (3-6) werden folgende Strukturfaktoren erhalten:

$$F_{Austenit}(111) = 4 f_{Eisen}(43,2^\circ) = 75,32 \quad (3-7)$$

$$F_{Ferrit}(110) = 2 f_{Eisen}(44,7^\circ) = 37,21 \quad (3-8)$$

Hierbei wird von einem konstanten Strukturfaktor ausgegangen. Das bedeutet, dass die nähere Umgebung und die Verzerrung durch gelösten Kohlenstoff nicht berücksichtigt wird.

Unter Verwendung von Gleichung (3-4) wurde nun das Verhältnis von Ferrit und Austenit bestimmt.

Der Anteil der Graphitspärolite  $X_{Graphit}$  am Gesamtgefüge (3.2.4) wurde zur Berechnung des Anteils an metastabilem Austenit  $X_\gamma$  folgendermaßen berücksichtigt:

$$X_\gamma = 1 - X_{Graphit} - X_\alpha(XRD) \quad (3-9)$$

Entsteht bei der Abkühlung Martensit, ist ein zusätzlicher Beugungsreflex sichtbar (Abbildung 3-4) und die direkte Vergleichsmethode verliert ihre Gültigkeit. Die Bestimmung erfolgte deshalb durch Bildanalyse unter Beraha I Ätzung. Bei hoher Vergrößerung (1000 x) kann durch den hell-dunkel Farbkontrast der Anteil an metastabilem Austenit bestimmt werden.

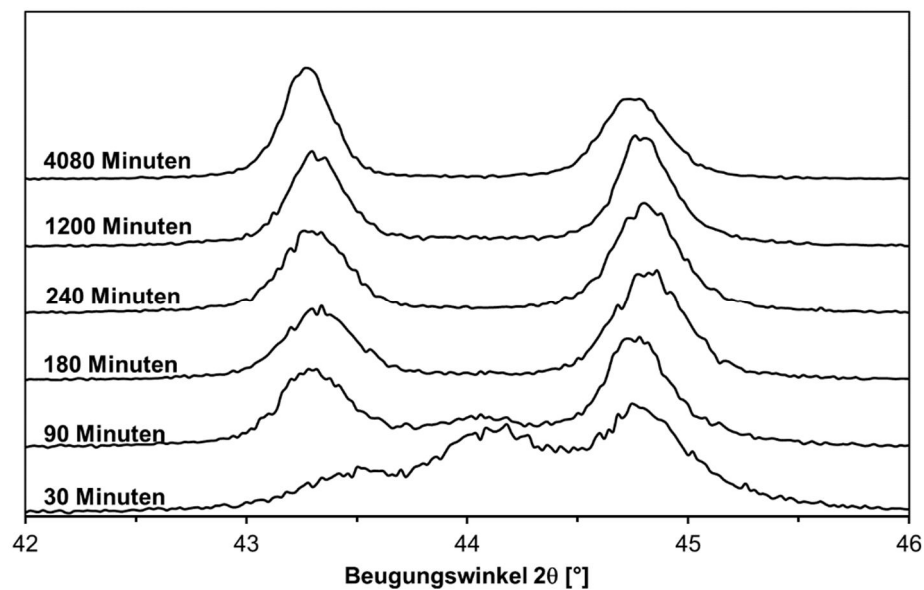


Abbildung 3-4: Beugungsspektren für verschiedene Ausferritisierungsdauern  $t_{aus}$  bei 350 °C.  $T_\gamma = 920$  °C;  $t_\gamma = 240$  min;  $T_{aus} = 350$  °C

### 3.3 Mechanische Charakterisierung

Die mechanische Charakterisierung der Werkstoffe erfolgte zum einen durch Bestimmung der Oberflächenhärte mittels Brinelleindrücken. Härtetiefenprofile wurden mit der Methode nach Vickers aufgenommen. Um die Bildung von Martensit in-situ verfolgen zu können wurde Nanoindentation mit einem Berkovich Indenter durchgeführt. Des Weiteren wurden an allen Proben Druckversuche vorgenommen.

#### 3.3.1 Härtemessungen

##### Bestimmung der Oberflächenhärte nach Brinell

Die Brinell-Härtemessungen wurden an einem Indentierer der Firma „Wolpert“ durchgeführt. Es wurde eine Last  $F$  von 187,5 Kg verwendet. Der Kugeldurchmesser  $D$  des Indenters betrug 2,5 mm. Es wurden jeweils zehn Härteabdrücke gemacht. Die Eindrücke wurden mit dem Lichtmikroskop „Axiophot“ von „Zeiss“ und der Software „Metro“ bei 20-facher Vergrößerung vermessen. Für jede Probe wurde der arithmetische Mittelwert aus zehn Messwerten gebildet. Gemessen wurde jeweils in der Mitte der Probe. Die Brinellhärte ergibt sich dabei wie folgt [93]:

$$\text{Brinellhärte} = \frac{0,102 \cdot 2 F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d_{\text{mittel}}^2})} \quad (3-10)$$

$d_{\text{mittel}}$  ist dabei der mittlere Durchmesser des Eindrucks.

Bei den gehämmerten Proben wurde die gehämmerte Oberfläche indentiert.

##### Bestimmung des Tiefenprofils nach Vickers

Tiefenprofile der Härte wurden mit der Methode nach Vickers erstellt. Verwendet wurde der  $ZH\mu$  von „Zwick“. Indentiert wurde mit einer Diamantpyramide und einer Kraft von 200g ( $\sim 2$  N). Die Kraft wurde für 10 s gehalten. Die Tiefenprofile wurden an Querschliffen bis zu einem Abstand zur Oberfläche von 975  $\mu\text{m}$  aufgenommen. Die Eindrücke hatten einen Abstand von jeweils 75  $\mu\text{m}$ . Der erste Eindruck wurde in einem Abstand von 75  $\mu\text{m}$  zur Oberfläche gesetzt. Für jede Tiefe wurden zehn Indentierungen vorgenommen. Zur Bestimmung der Grundhärte des Materials wurden fünf Härtemessungen in der Mitte des Materials durchgeführt. Dabei wurde ausgeschlossen, dass die Härte durch die Oberflächenbehandlung beeinflusst wurde. Die Indentierung von Graphitsphäroliten wurde vermieden.

Die Härte wurde mittels einer Software berechnet. Hierfür wurde ein Helligkeits-Schwellwert der Eindrücke festgelegt. Die Software bestimmte die beiden Abdruckdiagonalen  $d_1$  und  $d_2$  und berechnet aus diesen die Vickershärte nach folgender Gleichung [94]:

$$\text{Vickershärte} = 1,854 \frac{0,102 F}{d_{\text{mittel}}^2} \quad (3-11)$$

Hierbei ist  $d_{\text{mittel}}$  der Mittelwert aus den Abdruckdiagonalen  $d_1$  und  $d_2$  in Millimetern und  $F$  die Prüfkraft in Newton.



## Mikrohärtemessungen

Die Mikrohärtemessungen erfolgten an dem Universalhärtemessgerät „Fischerskop H100“ und dem Controller „Fischerscop HCU“. Die Prüfkraft wird elektromagnetisch erzeugt. Gemessen wurde mit einer Kraft von 150 mN. Die Eindringtiefmessung erfolgt über eine induktive Abstandsmessung der Abstandssensoren. Die Auflösung der Messeinrichtung beträgt 2 nm. Es wurde eine Vickers-Diamantpyramide verwendet. Die Auswertung erfolgte über die Software „Metro“ und Microsoft „Excel“. Die Messungen wurden jeweils an einer unverformten Probe und einer druckverformten Probe (50 kN) durchgeführt, um das Verfestigungsverhalten der einzelnen Gefügebestandteile zu bestimmen. Bei jeder angeätzten Probe wurden jeweils 10 Mikrohärtemessungen am Ferrit, Austenit und Martensit durchgeführt.

## Nanoindentation

Die Indentierung der Proben erfolgte am „iNano“ Nanoindenter der Firma „Nanomechanics“, bei allen Eindrücken wurde die Berkovich-Geometrie verwendet. Dazu wurden mit Hilfe von Vickershärteindrücken auf jeder Probe Felder zur besseren Orientierung markiert. Innerhalb dieser Felder erfolgten die Eindrücke mit einer Kraft von 30 mN (Abbildung 3-5). Der Abstand der Abdrücke zueinander wurde zu 20  $\mu\text{m}$  gewählt. Berkovichabdrücke, die in die plastische Zone der Vickerseindrücke gemacht wurden (1,5 x Abdruckdiagonale), fanden für die Auswertung keine Verwendung.

Es wurde die Methode der kontinuierlichen Messung der Kontaktsteifigkeit (continuous stiffness measurement CSM) verwendet, welche neben der kontinuierlichen Aufnahme von Kraft und Eindringtiefe auch die kontinuierliche Bestimmung der Härte in Abhängigkeit von der Eindringtiefe zulässt. Alle Indentierungen wurden mit einer Dehnrates von 0,2  $\text{s}^{-1}$  durchgeführt.

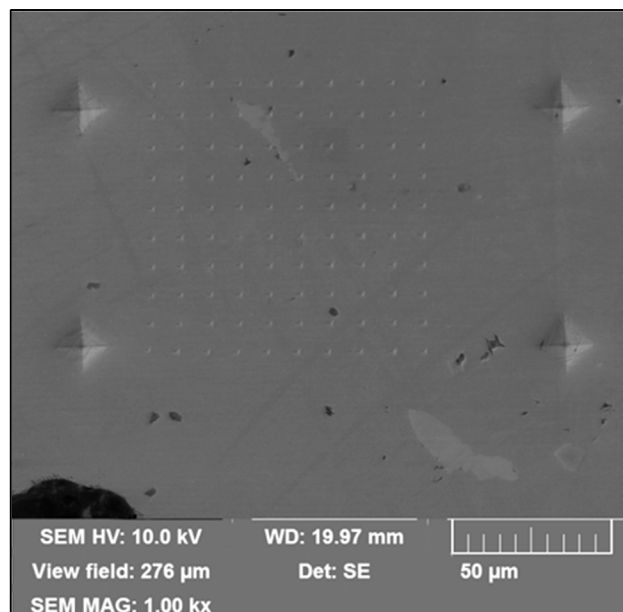


Abbildung 3-5: Messfeld nach der Indentation mit einem Berkovich-Indenter unter 30 mN mit Vickers-Orientierungseindrücken

Wie auch bei der Mikrohärtemessung wird bei dieser Methode die Härte nicht über den bleibenden Abdruck berechnet, da die Abdrücke sehr klein und damit schwer zu detektieren sind. Die Kraft wird bei den beiden Methoden in Abhängigkeit von der Eindringtiefe  $h$  aufgezeichnet.

Die Härte ergibt sich dann als Quotient aus der wirkenden Kraft  $F$  und der projizierten Kontaktfläche  $A$  wie folgt [95]:

$$\text{Härte} = \frac{F}{A_c} \quad (3-12)$$

Die aufgezeichnete Eindringtiefe  $h$  setzt sich aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen. Die Kontakttiefe  $h_c$  ist definiert als Differenz zwischen der maximalen Eindringtiefe und dem elastischen Anteil (Steigung bei Entlastung) und gibt somit den plastische Eindringtiefe bei maximaler Kraft wieder. Die Kontaktfläche  $A$  ist wiederum eine Funktion der Kontakttiefe  $h$  und kann für den verwendeten Berkovich Indenter wie folgt beschrieben werden [96]:

$$A_c \approx 24,5 h_c^2 \quad (3-13)$$

Die Kontakttiefe  $h_c$  wurde durch mit der Software InView nach der Methode von *Oliver* und *Pharr* berechnet [97]. Bei dieser Methode wird eine Tangente  $S$  an den Beginn der Entlastungskurve gelegt (Abbildung 3-6). Die Steigung der Tangente ist proportional zum Elastizitätsmodul, so dass mit dem Schnittpunkt der Abszisse die Kontakttiefe  $h_c$  ermittelt werden kann.

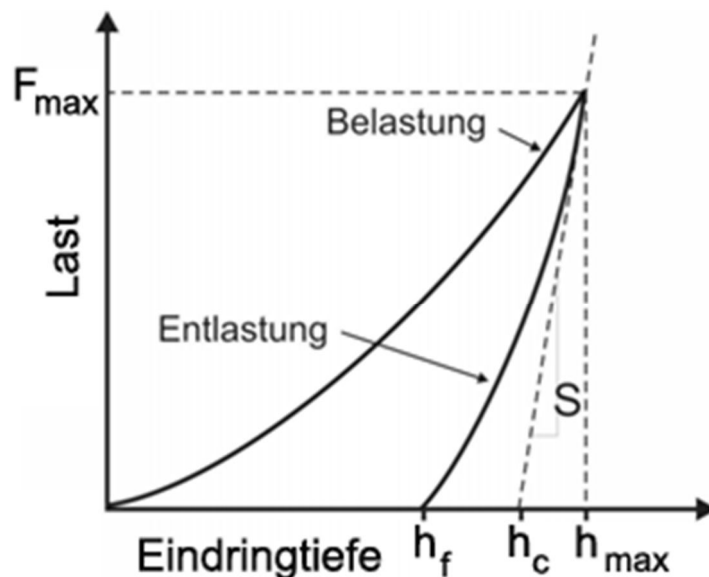


Abbildung 3-6: Schematische Darstellung der Krafteindringkurve mit den zugehörigen Kennwerten nach [98]

### 3.3.2 Druckversuche

Für die Druckversuche wurden zylindrische Proben mit einem Aspektverhältnis von 1,5 (Anfangshöhe  $h_0 = 7,5$  mm; Anfangsdurchmesser  $d_0 = 5$  mm) verwendet. Diese wurden wegkontrolliert (konstante Traversengeschwindigkeit) und mit einer Anfangsdehnrates von  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bis zu einer Kraft von 50 kN belastet. Es wurde die spindelgetriebene elektromechanische Universalprüfmaschine *INSTRON 5569* verwendet. Zur Reibungsminimierung wurde Teflonfolie zwischen Druckstempel und Probe gelegt.

---

Aus der Kraft  $F$ , der Anfangsquerschnittsfläche  $A_0$ , der Anfangsprobenhöhe  $h_0$  sowie der aktuellen Probenhöhe  $h_a$  (aus dem Verfahrensweg der Traverse) wurde die wahre Fließspannung  $k_f$  sowie der Umformgrad  $\varphi$  in den Probenkörpern wie folgt berechnet [99]:

$$k_f = \frac{F \cdot h_a}{A_0 \cdot h_0} \quad (3-14)$$

$$\varphi = \ln \frac{h_0}{h_a} \quad (3-15)$$

Darauffolgend wurde der elastische Anteil der Dehnung vom Umformgrad abgezogen, so dass allein der plastische Anteil verbleibt.

Die Auftragung der Spannung gegen den Umformgrad wurde nach dem Ansatz von *Hollomon* gefittet, um die Materialkonstante  $K$  sowie den Verfestigungsexponenten  $n$  zu erhalten [100]:

$$k_f = K \cdot \varphi^n \quad (3-16)$$

Es wurden jeweils drei Messungen pro Probe durchgeführt und das arithmetische Mittel gebildet.

### 3.3.3 Zugversuche

Für die Zugversuche wurde ebenfalls die Universalprüfmaschine *INSTRON 5569* genutzt. Die Messung erfolgte wegkontrolliert, die Anfangsdehnrate betrug  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

Es wurden zylindrische Proben mit Gewindeeinspannungen bis zum Versagen der Proben oder bis 50 kN gezogen. Die Anfangslänge der Probe betrug 25 mm und der Anfangsdurchmesser 5 mm. Die Verformung der Probe wurde im elastischen Bereich mit Hilfe eines Setzdehnmessers gemessen. Nach Erreichen der Streckgrenze wurde dieser entfernt. Der E-Modul wurde als Tangentenmodul im Bereich zwischen 100 und 300 MPa bestimmt.

### 3.4 Fräsversuche

In diesen Versuchsteil soll ermittelt werden, welchen Einfluss verschiedene Fräsparameter auf das Umwandlungsverhalten des metastabilen Austenits haben. Hierzu wurden der Anstellwinkel, die Vorschubgeschwindigkeit, die Tiefenzustellung und die Seitenzustellung des Fräskopfes variiert (Tabelle 3-2).

Nach der ADI Wärmebehandlung ( $T_\gamma = 920 \text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 180 \text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350 \text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 240 \text{ min}$ ) wurden Proben nach Tabelle 3-2 gefräst.

Zum Fräsen wurde ein Kugelkopffräser mit einem Durchmesser von 16 mm verwendet. Die Drehzahl betrug 6000 Umdrehungen/min.

Tabelle 3-2: Verwendete Fräsparameter

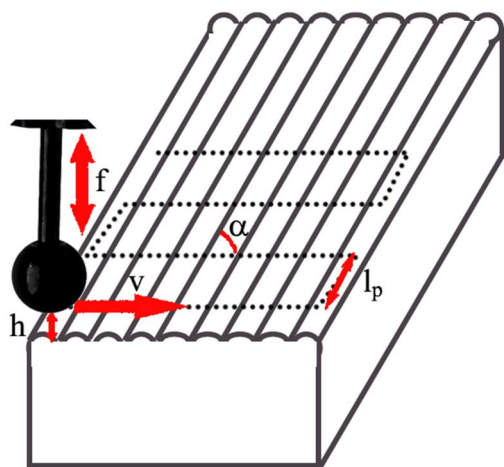
Probe	Anstellwinkel [°]	Vorschubgeschwindigkeit [mm/min]	Tiefenzustellung [mm]	Seitenzustellung [mm]
1	7,5	5000	0,1	0,4
2	0	5000	0,1	0,4
3	7,5	2500	0,1	0,4
4	7,5	5000	0,2	0,4
5	7,5	5000	0,1	0,2

Für die MHP-Proben (4.8) und dem gefrästen und nicht gehämmerten EN-JS2070 (4.3) wurden die Fräsparameter von Probe 2 (Tabelle 3-2) genutzt.

### 3.5 Maschinelles Oberflächenhämmern

Das Maschinelle Oberflächenhämmern wurde an wärmebehandelten und danach gefrästen Proben (3.4) durchgeführt. Dafür wurde ein Hammersystem von *accurapuls* genutzt. Bei diesem System erfolgt der Antrieb des Hammerkopfes elektromagnetisch.

Die Wahl der Hämmerparameter erfolgte auf Basis von Vorversuchen [11]. Weiterhin wurde ein hoher Energieeintrag, durch Maximierung des Hubes, gewählt. Es wurden Felder mit der Größe 25 mm x 25 mm mit folgenden Parametern gehämmert:



Hämmerfrequenz  $f$ : 150 Hz

Vorschubgeschwindigkeit  $v$ : 1,73 m/min

Bahnabstand  $s$ : 0,18 mm

Hub  $h$ : 1 mm

Bahnorientierungswinkel  $\alpha$ : 90

Kippwinkel  $\beta_t$ , Anstellwinkel  $\beta_a$  und Auftreffwinkel  $\beta_i$  wurden konstant bei 0° gehalten. Es wurden Hammerkopfdurchmesser  $d$  von 6 mm und 20 mm verwendet. Das Hammersystem lief unter voller Leistungsabgabe.

Beim mehrmaligen Hämmern wurden Hämmerparameter genutzt, die zu einer moderaten Werkstoffbelastung führen. Eine geringe kinetische Energie wurde durch einen kleineren Hub und eine niedrigere Frequenz gewährleistet. Es wurde ein Hammerkopfdurchmesser von 6 mm und folgende Hämmerparameter verwendet:

Tabelle 3-3: Hämmerparameter für das mehrmalige Hämmern

$f$	$v$	$s$	$h$ [mm]	$\alpha$ [°]
75	0,495	0,11	0,3	90

Die Proben wurden jeweils einmal bzw. fünfmal gehämmert.

### 3.6 Rauheitsmessung

Die Rauheit wurde mit einem digitalen Lasermikroskop ermittelt. Verwendet wurde hierfür das „LEXT OLS 4000“ der Firma „Olympus“.

Es wurden jeweils fünf Linien mit einer Länge von 4 mm und einer Grenzwellenlänge von 0,8 mm, gemäß ISO4288, vermessen. Die Linien waren dabei orthogonal zu den Fräsriefen angeordnet.

Als Messgröße wurde die mittlere Rauheit  $R_a$  sowie die gemittelte Rautiefe  $R_z$  verwendet.  $R_a$  berechnet sich aus der mittleren Abweichung des Profils von einer gemittelten Profillinie und kann durch folgende Gleichung beschrieben werden (siehe auch Abbildung 3-7):

$$R_a = \frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} |Z(x)| dx \quad (3-17)$$

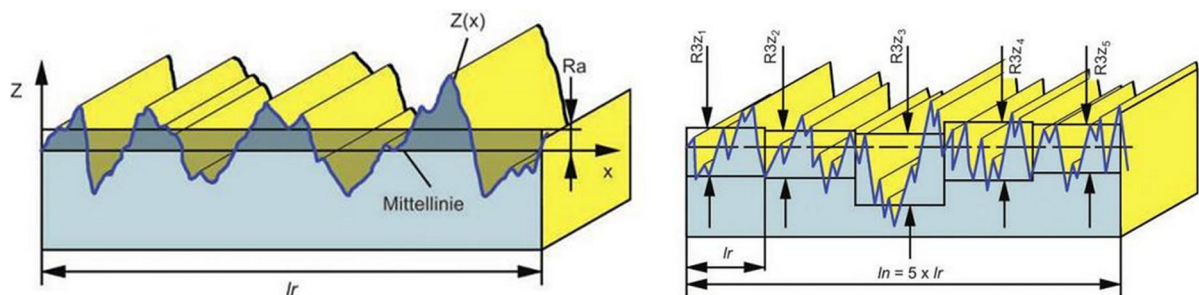


Abbildung 3-7: Mittlere Rauheit  $R_a$  (links) sowie gemittelte Rautiefe  $R_z$  (rechts) [101]

Zur Ermittlung von  $R_z$  wird die Messstrecke in fünf gleich lange Strecken aufgeteilt. Auf diesen wird jeweils der Höhenunterschied zwischen dem höchsten und dem tiefsten Punkt ermittelt. Aus diesen fünf Höhenunterschieden wird die gemittelte Rautiefe wie folgt berechnet:

$$R_z = \frac{\sum_{i=1}^{i=5} R_{zi}}{5} \quad (3-18)$$

### 3.7 Differenzkalorimetrie (DSC)

Diese Methode wurde verwendet, um die Martensitstarttemperatur in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit zu bestimmen. Die Umwandlung von Austenit in Martensit erfolgte durch Unterkühlung, es werden keine externen mechanischen Spannungen aufgebracht.

DSC Messungen werden genutzt, um exotherme oder endotherme Phasenumwandlungen zu verfolgen. Zwei Verfahren sind hierbei etabliert: die dynamische Wärmestrom-differenzkalorimetrie (DWDK) und die dynamische Leistungsdifferenzkalorimetrie (DLDK) [102]. Für die hier dargestellten Versuche wurde die DWDK verwendet. Bei der DWDK werden Probe und Referenz in einer Probenkammer durch ein Temperaturprogramm behandelt (Abbildung 3-8), wobei beide Proben thermisch leitend miteinander verbunden sind. Erfolgt eine Phasenumwandlung, so führt dies zu einem Temperaturgradienten zwischen Probe und Referenz. Es kann somit ein Wärmestrom zwischen beiden gemessen werden.

Für die DSC-Messungen wurde ein Kalorimeter von Netsch vom Typ DSC 200 F3 240-20-377-L genutzt. Die Messung erfolgte an würfelförmigen Proben mit den Maßen 5 mm x 5 mm x 5 mm.

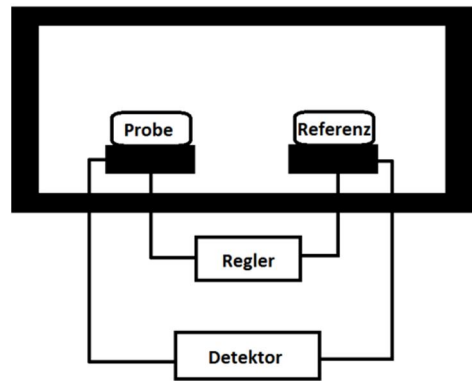


Abbildung 3-8: Schematischer Aufbau der DWDK

Als Referenzmaterial diente Aluminium. Das gewählte Temperaturprogramm ist in Abbildung 3-9 dargestellt und besteht aus einem Aufheisschritt auf 50 °C. Dort wurde die Temperatur für 10 Minuten gehalten. Danach wurde mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 35 K/min auf -170 °C abgekühlt. Die Temperatur wurde ebenfalls 10 Minuten gehalten. Anschließend erfolgte das Aufheizen auf 50 °C mit 10 K/min. Daraufhin wurde der Ablauf ein zweites Mal durchgeführt.

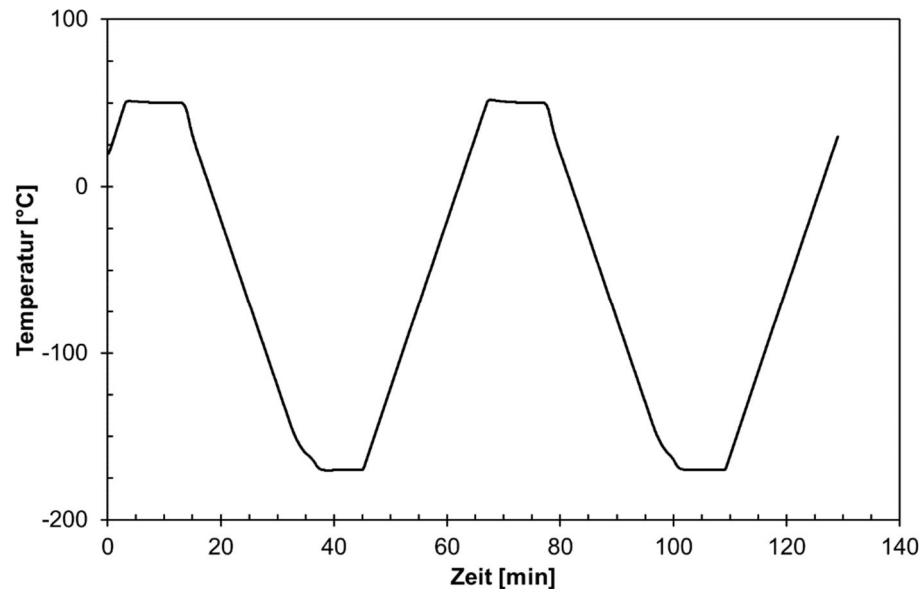


Abbildung 3-9: Temperatur-Zeit-Verlauf für die DSC-Messungen

Bei Abkühlung des Austenits unter die Martensitstarttemperatur erfolgt die Umwandlung in Martensit. Dies ist eine exotherme Reaktion bei der Energie freigesetzt wird [103]. Für die Auswertung des DSC-Signals wurden das Messsignal vom ersten Abkühlschritt von dem des zweiten Abkühlschrittes subtrahiert (Differenzkurve). Idee dabei war, dass bei der zweiten Abkühlung kein Martensit mehr gebildet wird und diese somit als Referenzkurve dienen kann. Die erste Kurve zeigt hingegen ein deutliches exothermes Signal. Mit Hilfe der Temperatur, bei der dieses Signal (Martensitumwandlung) auftritt, kann somit auf  $M_s$  geschlossen werden.

### 3.8 Vibrationsmagnetometer (VSM)

Die VSM Messung diente dazu, die Martensitstarttemperatur in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit zu bestimmen. Wie auch bei den DSC-Messungen erfolgt die Umwandlung von Austenit in Martensit allein durch Unterkühlung. Da der Austenit (paramagnetisch) bei Umwandlung in Martensit (ferromagnetisch) seine Magnetisierbarkeit ändert, kann durch diese Messung die Martensitstarttemperatur  $M_s$  bestimmt werden.

Bei der VSM- oder auch Foner-Messung [104] bewegt sich eine von außen magnetisierte Probe zwischen zwei Messspulen bzw. sogenannten Pickup-Spulen (Abbildung 3-10). Durch die zyklische Auf- und Abbewegung der Probe wird in den Pickup-Spulen eine Spannung induziert. Diese ist proportional zu der Magnetisierung der Probe und somit kann hierdurch die Magnetisierung der Probe geschlossen werden. Die Frequenz der Auf- und Abbewegung beträgt 40 Hz und der Verfahrweg betrug 2 mm [105].

Die VSM-Messungen wurden mit einem Vibrationsmagnetometer der Marke *LakeShore* vom Typ *VSM 7410* durchgeführt. Die Proben wurden mit flüssigem Stickstoff auf  $-160\text{ °C}$  mit einer Abkühlgeschwindigkeit von  $1\text{ K/s}$  heruntergekühlt. Die Proben wurden mit einem Tesla magnetisiert und es wurde die Magnetisierung der Probe bei jeder Temperatur bestimmt. Die Messung erfolgte an würfelförmigen Proben mit einer Kantenlänge von ca. 2 mm.

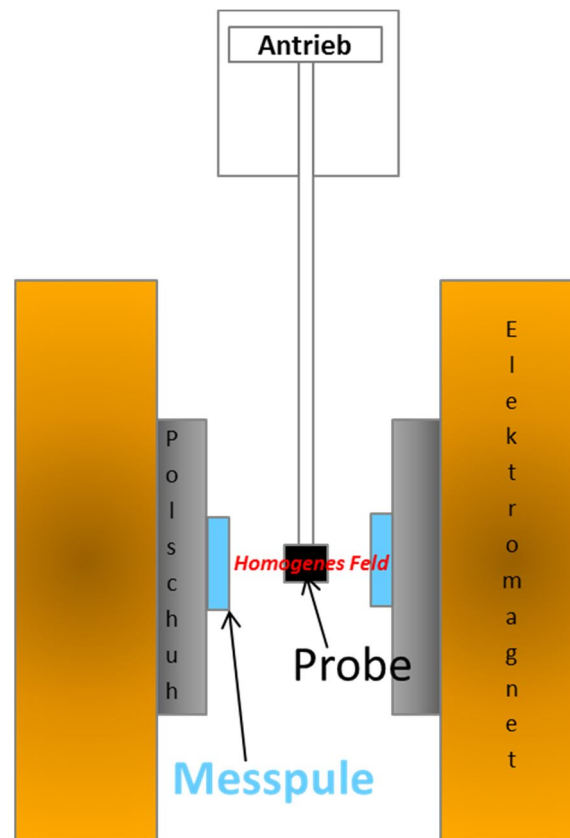


Abbildung 3-10: Schematische Darstellung des VSM-Messprinzips nach [106]

### 3.9 Finite Elemente Methode (FEM)

Das Maschinelle Oberflächenhämmern wurde mit der Software *Abaqus* von *SIMULIA* modelliert und wird dazu genutzt, das beeinflusste Volumen während des Hämmerns (Volumen in dem plastische



---

Verformung stattfindet) zu bestimmen. Mit Hilfe der eingebrachten Energie kann hieraus die Energiedichte (eingebrachte Energie pro Volumen) bestimmt werden. Diese wird mit der Energiedichte zur dehnungsinduzierten Martensitbildung aus Druckversuchen und Nanoindentation abgeglichen.

Es wurde der Aufprall einer Kugel auf das Werkstück in einem 3-D Modell modelliert. Die Kugel wurde als starr angenommen (*rigid*). Der Durchmesser der Kugel betrug 6 mm und das Gewicht betrug 300 g (keine Massenskalierung). Die Aufprallgeschwindigkeit der Kugel wurde zu 0,65 m/s angenommen. Dabei wurde auf Aufnahmen einer Hochgeschwindigkeitskamera zurückgegriffen (Bildfrequenz 10 kHz). Der Aufbau ist in [9] beschrieben. Die Auswertung der Aufnahmen erfolgte in dem Programm *MatLab*. Dafür wurden die Aufnahmen binarisiert (schwarz, weiß) und durch Kantenerkennung konnte bestimmt werden, wann die Kugel Kontakt mit der Oberfläche hat. Die Aufprallgeschwindigkeit wurde aus der Steigung des Weg/Zeit Diagramms der Kugel vor dem Aufprall berechnet. Die berechnete Aufprallgeschwindigkeit wurde als konstante Geschwindigkeit der Kugel festgelegt. Kurz vor Aufprall der Kugel auf die Oberfläche wurde die Geschwindigkeit in einen veränderbaren Parameter geändert, so dass ein freier Fall entsteht.

Das Werkstück in der Simulation hat eine Größe von 20 mm x 20 mm x 20 mm. Dadurch konnte gewährleistet werden, dass bei der Simulation des Kugelaufpralls keine Randeffekte auftreten. Als Randbedingung wurden keine Verschiebungen am Boden des Blockes zugelassen. Es wurde keine Frässtruktur implementiert. Die Oberfläche des Werkstücks war vollkommen eben. Als Elementtyp wurde C3D8R verwendet und die Elementgröße betrug 0,2 mm. Beschrieben wird das Materialverhalten im elastischen Bereich durch den Elastizitätsmodul  $E$  (174 GPa) und im plastischen Bereich durch die Ludwik-Gleichung:

$$\sigma = k_f + k \varepsilon_{pl}^n \quad (3-19)$$

Hierbei beschreibt  $\sigma$  die Spannung in den Knoten,  $k_f$  die Fließspannung,  $\varepsilon_{pl}$  die plastische Dehnung,  $n$  ist der Verfestigungsexponent und  $k$  eine Konstante. Die Fließspannung wurde hierbei als konstant angenommen. Die Fließkurve wurde an folgendem Wärmebehandlungszustand ermittelt:  $T_\gamma = 1020$  °C;  $t_\gamma = 180$  min;  $T_{aus} = 300$  °C;  $t_{aus} = 240$  min. Eine Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung wurde nicht implementiert.

Die Rechnung erfolgte explizit und für den Kontakt wurde die Penalty Methode verwendet.

Für die Auswertung ist die Größe der plastischen Zone von Bedeutung, da dehnungsinduzierte Martensitbildung erst nach Überschreiten der Fließgrenze auftritt. Deshalb wurde die Vergleichsspannung nach von Mises während des Aufpralls der Kugel herangezogen. Hier treten die höchsten Spannungen auf. Überschreitet die Spannung nach von Mises die Fließgrenze, so tritt plastisches Fließen auf. Aus dem Volumen, in dem die von Mises Spannung die Fließgrenze des Materials überschreitet, wurde das plastische Volumen abgeleitet.



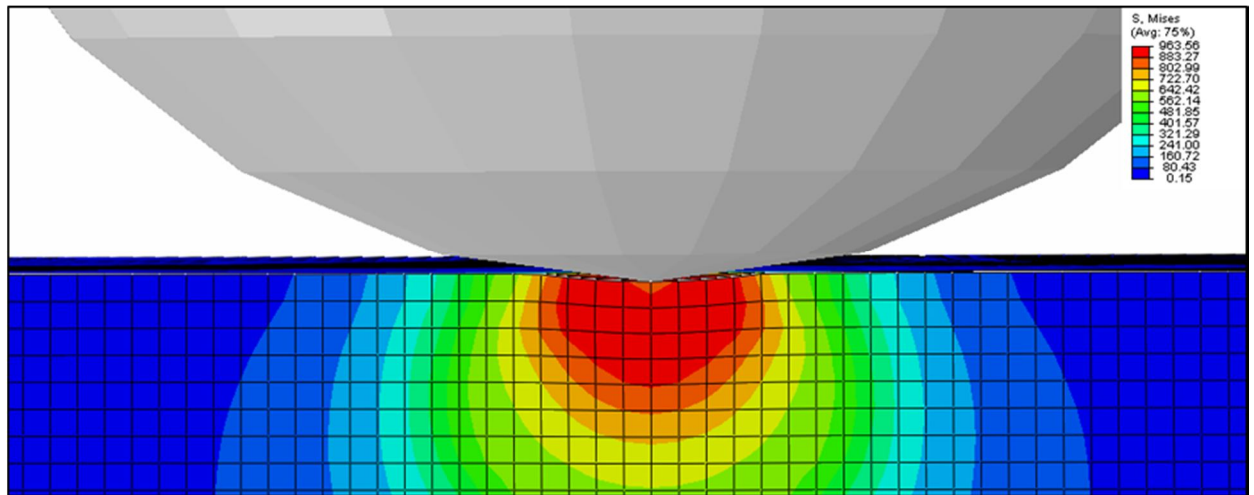


Abbildung 3-11: FEM-Modell bei Kontakt der Kugel mit der Oberfläche. Dargestellt ist die Spannungsverteilung nach von Mises.

---

## 4 Ergebnisse

---

### 4.1 Charakterisierung von EN-JS2070 (Anlieferungszustand)

Der Werkstoff EN-JS2070 weist im Anlieferungszustand eine perlitische Struktur (Ferrit und Zementit) mit globularen Graphitausscheidungen auf (Abbildung 4-1 rechts). Der Anteil der Graphitsphärolite am Gesamtgefüge beträgt 9 %. Um die Graphitsphärolite sind vereinzelt Ferrithöfe zu erkennen (Abbildung 4-1). Bei der Ausscheidung von Graphit verarmen die Gebiete um die Sphärolite an Kohlenstoff. Dadurch steht diesen Gebieten nicht genug Kohlenstoff für die Zementitbildung zur Verfügung. Die Ferrithöfe haben eine Größe von etwa 25  $\mu\text{m}$ .

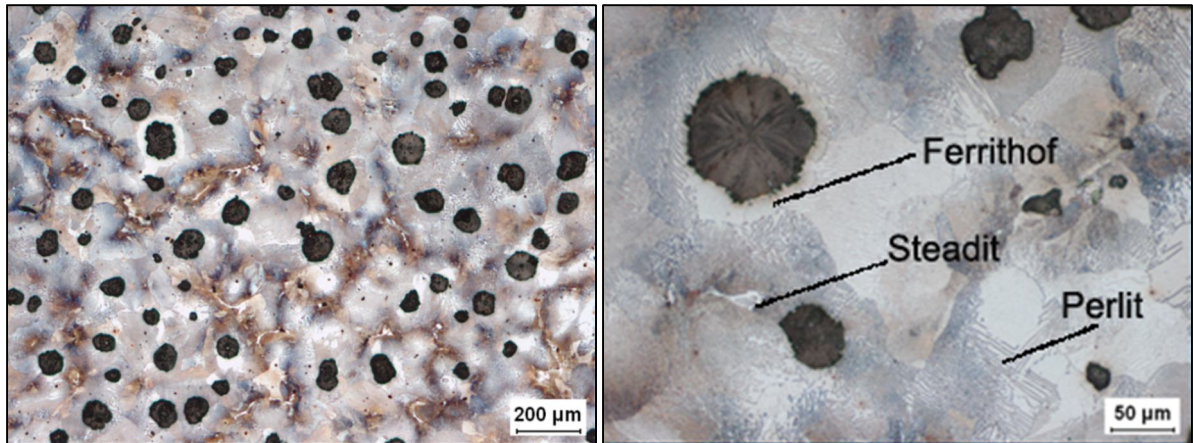


Abbildung 4-1: Grundgefüge von EN-JS2070 in der Übersicht (links) und Aufnahme eines Ferrithofes um einen Graphitsphärolit (rechts)

Ein weiterer Gefügebestandteil in EN-JS2070 ist das Phosphideutektikum, auch Steadit genannt. Das Phosphideutektikum tritt in allen Proben auf und durchzieht die Matrix (helle Bereiche zwischen den Graphitsphäroliten in Abbildung 4-1 und Abbildung 4-2). Das Phosphideutektikum tritt netzartig auf und befindet sich zwischen den Graphitsphäroliten. Während der Abkühlung der Schmelze erstarren diese Bereiche zuletzt und reichern sich mit Phosphor und Kohlenstoff an. In diesen Bereichen bilden sich keine Graphitsphärolite [107]. Steadit besteht zu 41 % aus Eisenphosphid, 30 % Zementit und 29 % Austenit. Der Anteil von Steadit am Gesamtgefüge konnte zu < 1 % bestimmt werden.

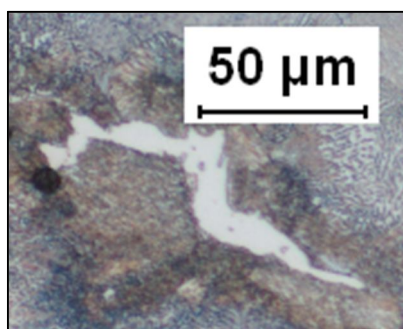


Abbildung 4-2: Phosphideutektikum in EN-JS2070

Die mechanischen Kennwerte von EN-JS2070 ohne Wärmebehandlung sind in Tabelle 4-1 zusammengefasst. Die Streckgrenze wurde zu 497 MPa (Abbildung 4-3) bestimmt und die Brinellhärte beträgt 247 HBW. Der Verfestigungsexponent  $n$  beträgt 0,11. Der niedrige E-Modul, im Vergleich zu Stahl, von 174 GPa ist hierbei typisch für Gusseisen, da die Graphitausscheidungen bereits im elastischen Verformungsbereich zu plastischen Verformungen führen können (vgl. 2.3).

Tabelle 4-1: Mechanische Kennwerte von EN-JS2070

Elastizitätsmodul [GPa]	Streckgrenze [MPa]	Brinellhärte [HBW]
$174 \pm 3$	$497 \pm 24$	$247 \pm 4$

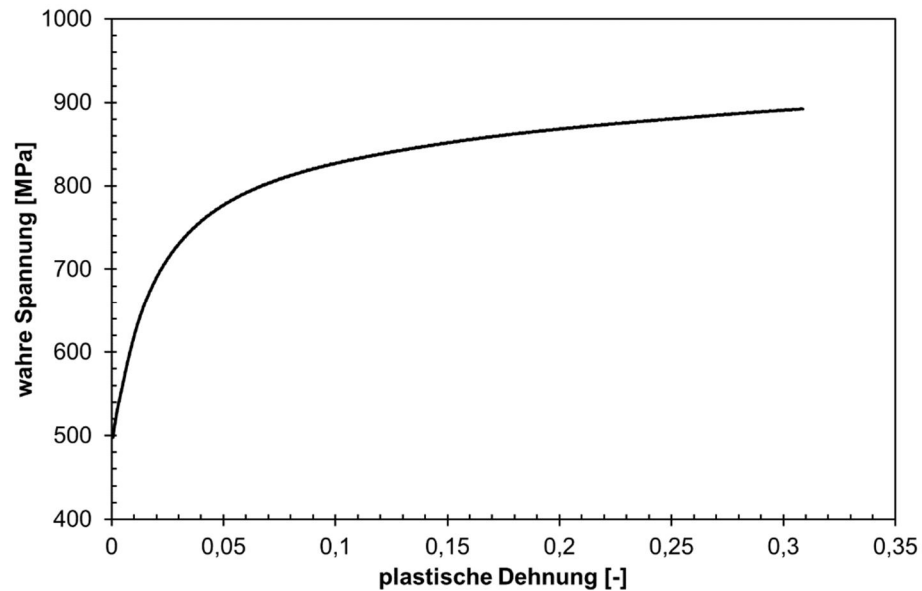


Abbildung 4-3: Fließkurve von EN-JS2070 im Anlieferungszustand

Das Diffraktogramm von EN-JS2070 zeigt die typischen Beugungsreflexe von Ferrit und Zementit (Abbildung 4-4). Der Anteil an Steadit, mit weniger als einem Prozent vom Gesamtgefüge, ist zu gering, als dass Phosphid oder Austenit detektiert wurden.

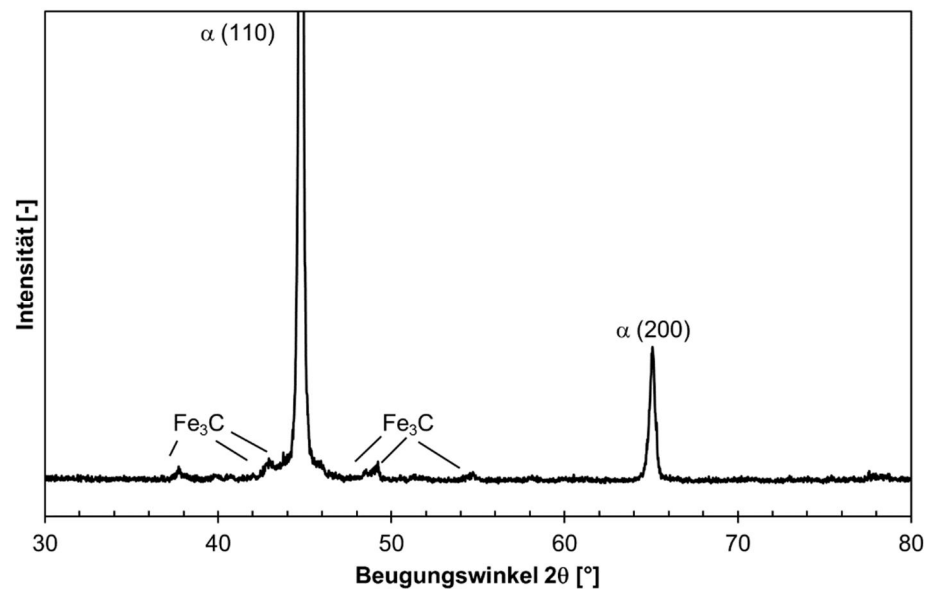


Abbildung 4-4: Diffraktogramm von EN-JS2070 im Grundzustand. Reflexe von  $\text{Fe}_3\text{C}$  von links nach rechts: (121)/(210), (211), (102), (131), (221), (230)/(040) nach [108]

## 4.2 Hämmern von EN-JS2070

Im Folgenden werden Ergebnisse für das Oberflächenhämmern von EN-JS2070 im Anlieferungszustand dargestellt. Für eine umfassende Darstellung der Ergebnisse sei auf [83, 9, 11, 16] verwiesen.

Die minimal und maximal erzielbaren Härte- und Rauheitswerte  $R_a$  und  $R_z$  für den Grauguss EN-JS2070 sind in Tabelle 4-2 dargestellt. Im gefrästen Ausgangszustand beträgt die mittlere Rauheit  $R_a$  4,32  $\mu\text{m}$  und die gemittelte Rautiefe  $R_z$  18,26  $\mu\text{m}$ . Durch das Hämmern kann bei allen verwendeten Prozessparametern eine signifikante Einglättung gegenüber dem gefrästen Ausgangszustand erreicht werden. Bei maximaler Einglättung kann eine mittlere Rauheit  $R_a$  0,62  $\mu\text{m}$  erzielt werden. Das Minimum der gemittelten Rautiefe beträgt 5,28  $\mu\text{m}$ . Hinsichtlich der Einglättung ist eine moderate Werkstoffbelastung zielführend. Eine zu hohe Werkstoffbelastung führt zum Ausbrechen von Graphitsphäroliten und zur Zerrüttung der Oberfläche. Wohingegen eine zu niedrige Belastung eine ungenügende Einglättung der Fräsriefen zur Folge hat. Hammerparameter, die einen großen Effekt auf die Einglättung haben, sind der Hammerkopfdurchmesser, der Anstellwinkel und die Hammerfrequenz.

Hinsichtlich der Aufhärtung ist ebenfalls bei allen verwendeten Prozessparametern eine Steigerung der Härte nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern zu erkennen. Die Härte von 247 HBW, vor dem Hämmern, kann auf 276-312 HBW gesteigert werden. Parameter, die zu einer hohen Aufhärtung für diesen Werkstoff führen, sind: ein Auftreffwinkel von  $0^\circ$  (senkrechter Aufprall), ein geringer Abdruckabstand und ein möglichst hoher Anregungsstrom für die Antriebsspule des elektromagnetischen Systems. Das heißt, dass ein möglichst hoher Energieeintrag gewählt werden sollte.

Bei den hier dargestellten Ergebnissen ist zu beachten, dass Prozessparameter die eine hohe Aufhärtung hervorrufen, nicht gleichzeitig zu einer hohen Einglättung führen. Bei einem hohen Energieeintrag wird zwar eine hohe Härte erreicht, es besteht jedoch die Gefahr, dass die Oberfläche geschädigt wird. Bei einem geringen Energieeintrag wird die Oberfläche eingelätet, die Aufhärtung ist jedoch nur gering.

Tabelle 4-2: Minimale und maximale Aufhärtung und Einglättung hinsichtlich  $R_a$  und  $R_z$  beim Hämmern von EN-JS2070

	Härte [HBW]	Mittlere Rauheit $R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	Gemittelte Rautiefe $R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]
Ausgangszustand	247	4,32	18,26
Minimum	276	0,62	5,28
Maximum	312	1,26	9,52

## 4.3 Fräsen von EN-JS2070

Vor dem Hämmern werden die Werkzeuge in Form gefräst. Dadurch entsteht eine kaltverfestigte Schicht an der Materialoberfläche. In diesem Kapitel wird dargestellt, welchen Einfluss das Fräsen auf den Härteverlauf in die Tiefe des Materials hat. Die Ergebnisse für das Fräsen von ADI sind in 4.7 dargestellt.

Durch das Fräsen entsteht durch Kaltverfestigung eine Aufhärtung in oberflächennahen Bereichen. Die maximale Härte direkt unter der Oberfläche (5  $\mu\text{m}$ ) beträgt 430 HV. Der kaltverfestigte Bereich reicht 60-100  $\mu\text{m}$  in die Tiefe des Materials. Ab etwa 100  $\mu\text{m}$  wird die Grundhärte von 290-330 HV erreicht.

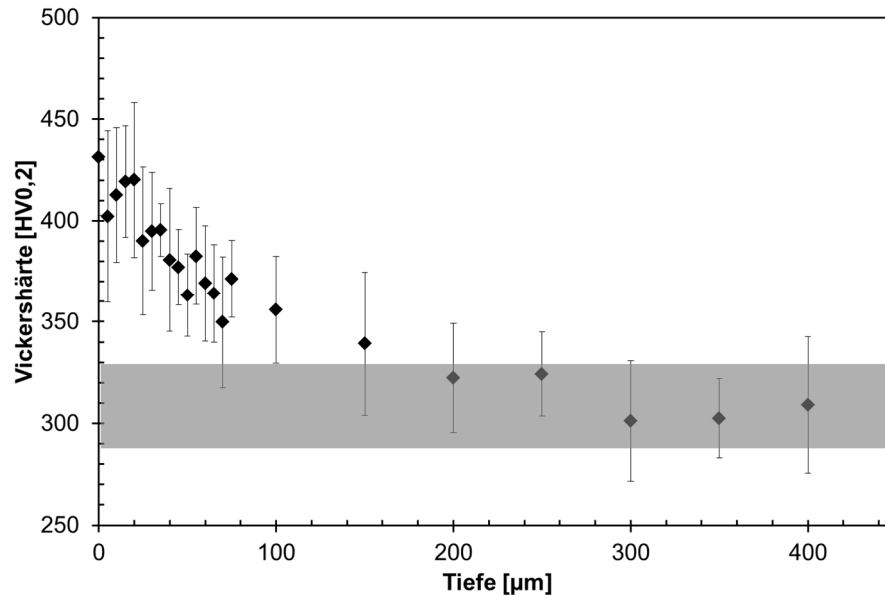


Abbildung 4-5: Härteverlauf einer gefrästen Probe aus EN-JS2070

#### 4.4 ADI-Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften

Im Folgenden werden die Ergebnisse für den Einfluss der Wärmebehandlungsparameter Austenitisierungstemperatur  $T_\gamma$  (4.4.1) und der Ausferritisierungstemperatur  $T_{aus}$  (4.4.3) auf den Anteil an metastabilem Austenit  $X_\gamma$  und den Kohlenstoffgehalts im metastabilen Austenit  $C_\gamma$  dargestellt. Weiterhin wird der Einfluss der Austenitisierungsdauer  $t_\gamma$  (4.4.2) auf die ehemalige Austenitkorngröße sowie den Anteil der Graphitsphärolite dargestellt.

Wie sich das Prozessfenster für diesen Werkstoff hinsichtlich der Ausferritisierungsdauer  $t_{aus}$  darstellt, zeigt 4.4.4. Hier wird der Anteil an metastabilem Austenit als Funktion der Ausferritisierungsdauer  $t_{aus}$  dargestellt.

Die mechanische Charakterisierung der Proben erfolgt durch Härtemessungen und Druckversuche.

##### 4.4.1 Einfluss der Austenitisierungstemperatur $T_\gamma$ auf $X_\gamma$ , $C_\gamma$ und die mechanischen Eigenschaften

Die niedrigste Temperatur, bei der die Austenitisierung erfolgen kann, wurde durch Glühen bei verschiedenen Temperaturen (775 °C, 825 °C, 875 °C) für vier Stunden und anschließendem Abschrecken in Wasser ermittelt.

Ab einer Temperatur von 875 °C zeigt der Werkstoff, nach Abschrecken in Wasser, ein komplett martensitisches Gefüge. Bei 825 °C liegen noch vereinzelt Bereiche vor, die Zementit enthalten (weiße Bereiche in Abbildung 4-6). Es kann daraus gefolgert werden, dass der Werkstoff vor dem Abschrecken nicht komplett austenitisch vorlag. Somit liegt der untere Bereich für die vollständige Austenitisierung bei 875 °C.

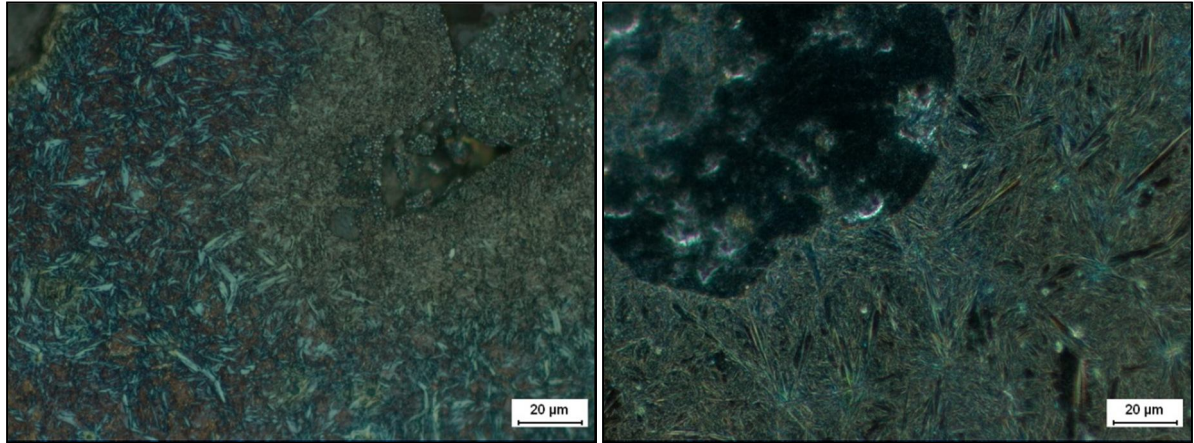


Abbildung 4-6: Proben austenitisiert bei 825 °C (links) und 875 °C (rechts). In Wasser abgeschreckt unter Beraha I Ätzung

Um den Einfluss der Austenitisierungstemperatur  $T_\gamma$  auf den Anteil an metastabilem Austenit im ADI und die mechanischen Eigenschaften zu bestimmen, wurden Wärmebehandlungen durchgeführt, bei denen allein die Austenitisierungstemperatur variiert wurde und die anderen Wärmebehandlungsparameter konstant gehalten wurden ( $t_\gamma = 4\text{h}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$  und  $t_{\text{aus}} = 3\text{h}$ ).

Die niedrigste Austenitisierungstemperatur wurde zu 875 °C gewählt. Es sind viele fein verteilte Ferritnadeln zu erkennen. Die metastabilen Austenitbereiche besitzen eine mittlere Größe von 1  $\mu\text{m}$ . Bei einer Austenitisierungstemperatur von 1020 °C sind nur wenige Ferritnadeln vorhanden (Abbildung 4-7). Die metastabilen Austenitbereiche haben eine mittlere Größe von etwa 6  $\mu\text{m}$ .



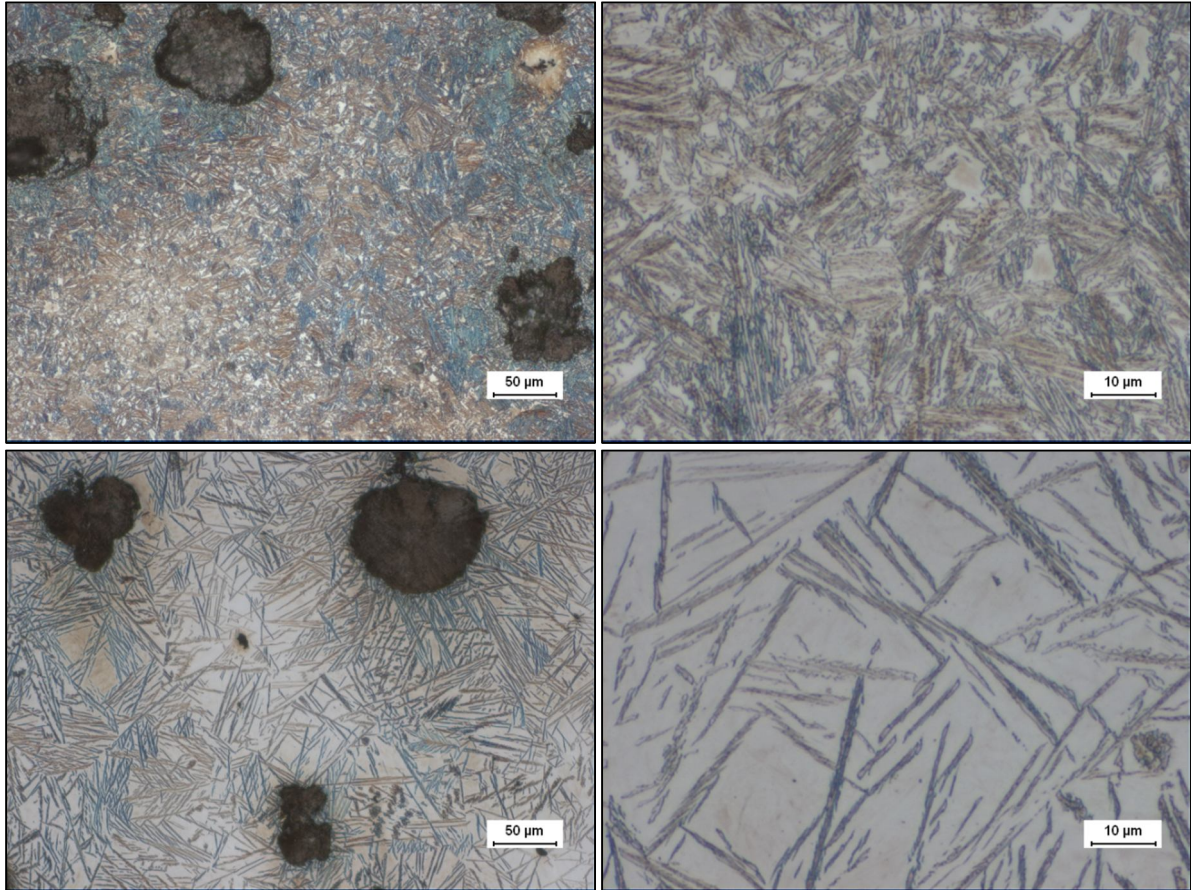


Abbildung 4-7: Gefüge bei einer Ausferritisierungstemperatur von 875 °C (oben) und 1020 °C (unten) unter Nital-Ätzung.

$t_\gamma = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Mit steigender Austenitisierungstemperatur wächst die mittlere ehemalige Austenitkorngröße von 31  $\mu\text{m}$  bei 875 °C auf 69  $\mu\text{m}$  bei 1020 °C (Abbildung 4-8 und Abbildung 4-9).

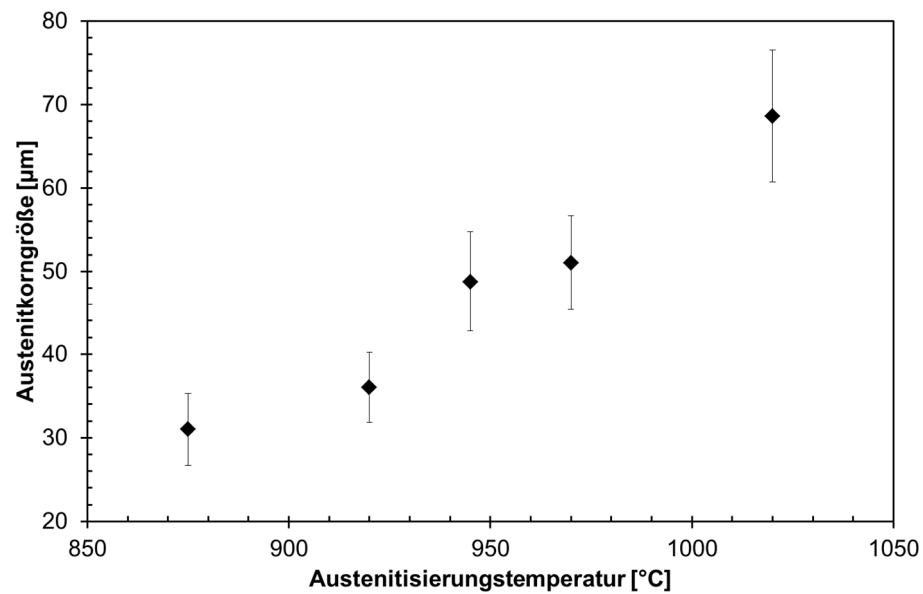


Abbildung 4-8: Ehemalige mittlere Austenitkorngröße und Austenitgehalt als Funktion der Austenitisierungstemperatur. Die Proben wurden nach der Wärmebehandlung an Luft abgekühlt.  $t_\gamma = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min

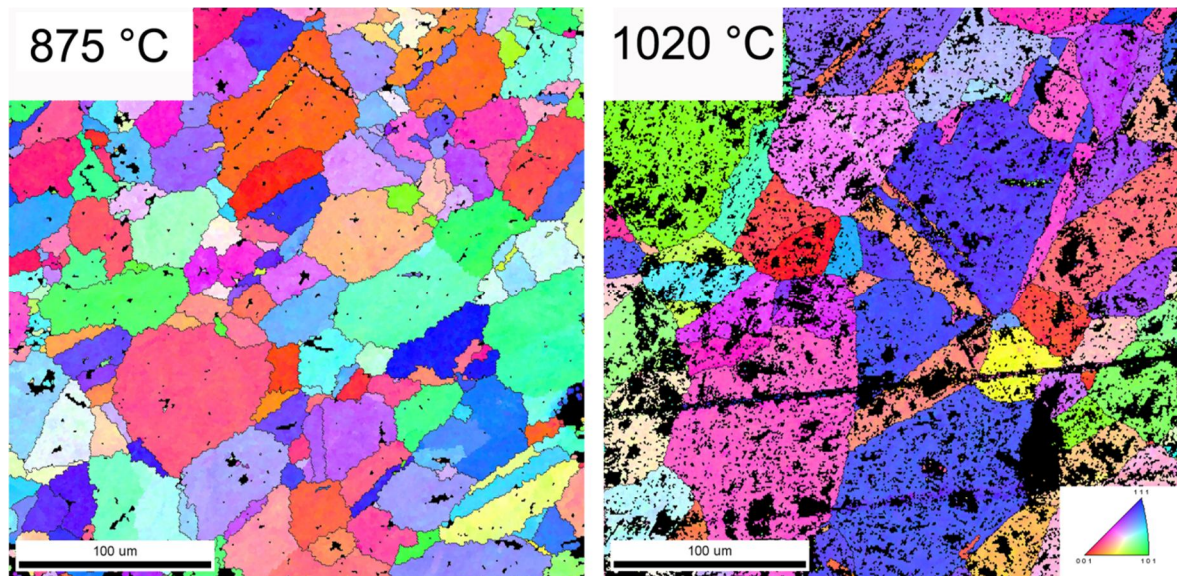


Abbildung 4-9: EBSD IPF-Map nach Cleanup-Prozessen bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen.  $t_\gamma = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Gleichzeitig nimmt der Anteil an metastabilem Austenit von 25 % auf 55 % zu (Abbildung 4-10).

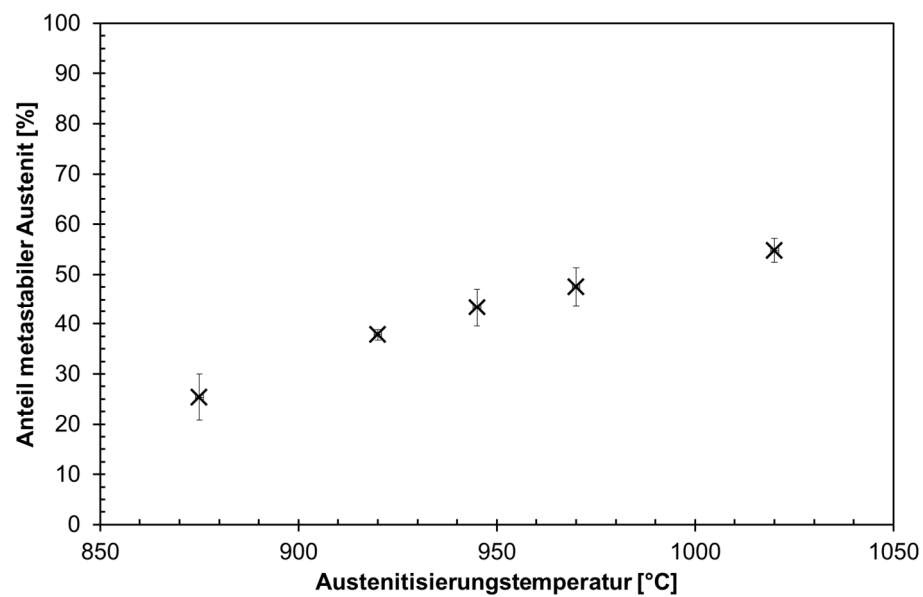


Abbildung 4-10: Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge als Funktion der Austenitisierungstemperatur.  $t_\gamma = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Der mittlere Kohlenstoffgehalt im Austenit  $C_\gamma$  ist dabei nahezu konstant bei etwa 1,96 gew. % (Abbildung 4-11).



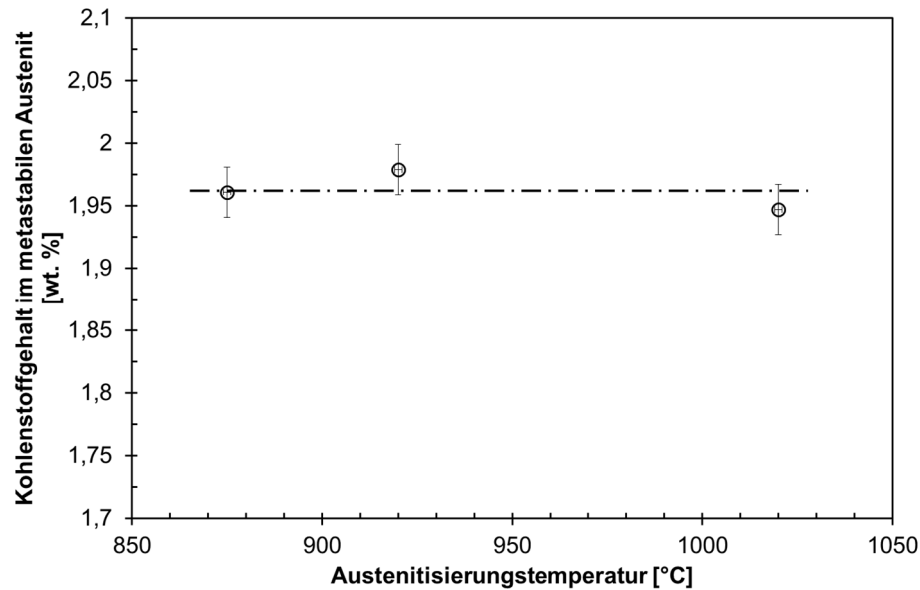


Abbildung 4-11: Verlauf des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit als Funktion der Austenitisierungstemperatur.  $t_\gamma = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Bei einer Austenitisierungstemperatur von 875 °C liegt im ADI-Zustand eine Härte von 332 HBW vor. Bei 1020 °C sinkt die Härte auf 270 HBW (Abbildung 4-12) und ist nur noch geringfügig höher als die Härte des Graugusses im Anlieferungszustand mit 247 HBW. Die Ergebnisse zeigen, dass die Austenitisierungstemperatur die Grenzflächendichte (Austenit/Ferrit) und somit die Härte erheblich beeinflusst (Hall-Petch).

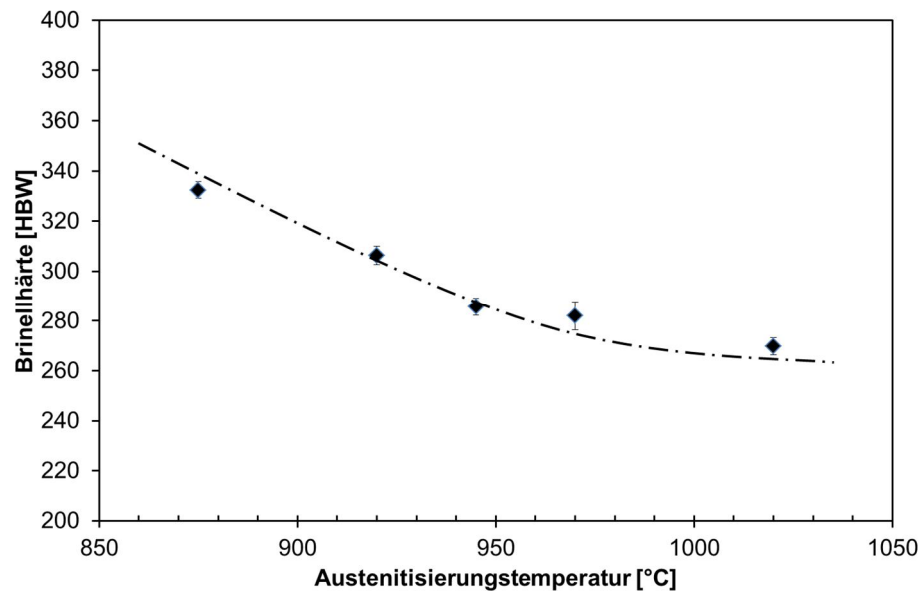


Abbildung 4-12: Verlauf der Brinellhärte als Funktion der Austenitisierungstemperatur. Die Proben wurden nach der Wärmebehandlung an Luft abgekühlt.  $t_\gamma = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Die steigende Austenitisierungstemperatur hat nicht allein eine Abnahme der Härte zur Folge (Abbildung 4-12). Zusätzlich dazu sinkt die Fließspannung von 671 MPa (875 °C) auf 586 MPa (1020 °C). Mit der Härtemessung kann nicht direkt auf das Verfestigungsverhalten des ADI geschlossen werden. Um ein Maß für die Verfestigung zu erhalten, wird deshalb zusätzlich der Verfestigungsexponent  $n$ , der an den Fließkurven durch die Ludwik-Gleichung bestimmt wurde,

betrachtet. Es ist zu erkennen, dass dieser mit steigender Austenitisierungstemperatur von 0,157 bei 875 °C auf 0,264 bei 1020 °C steigt (Abbildung 4-13).

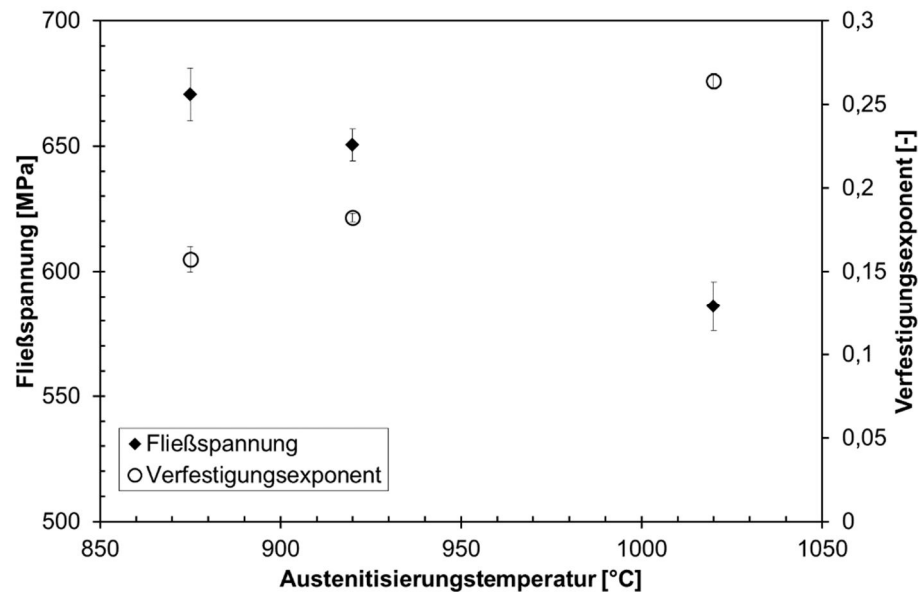


Abbildung 4-13: Verlauf der Fließspannung und des Verfestigungsexponenten als Funktion der Austenitisierungstemperatur.  $t_\gamma = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Um einen möglichst hohen Anteil an metastabilem Austenit im ADI zu erhalten, ist somit eine möglichst hohe Austenitisierungstemperatur zu wählen. Diese liegt bei diesem Werkstoff bei 1020 °C. Der Kohlenstoffgehalt im ADI kann hierdurch nicht wesentlich beeinflusst werden.

#### 4.4.2 Einfluss der Austenitisierungsdauer $t_\gamma$ auf die ehemalige Austenitkorngröße und den Sphärolitanteil

Exemplarisch wurde die Entwicklung der Korngröße mit der Austenitisierungsdauer bei einer Austenitisierungstemperatur  $T_\gamma = 920$  °C betrachtet. Ausferritisierungstemperatur und -dauer waren konstant bei  $T_{\text{aus}} = 350$  °C und  $t_{\text{aus}} = 3$  h.

Bei Austenitisierungsdauern von 1-4 Stunden ist eine leicht steigende ehemalige Austenitkorngröße von 30 µm auf 36 µm zu erkennen (Abbildung 4-14). Der Einfluss der Austenitisierungsdauer auf die ehemalige Austenitkorngröße ist bei 920 °C als gering einzuschätzen.

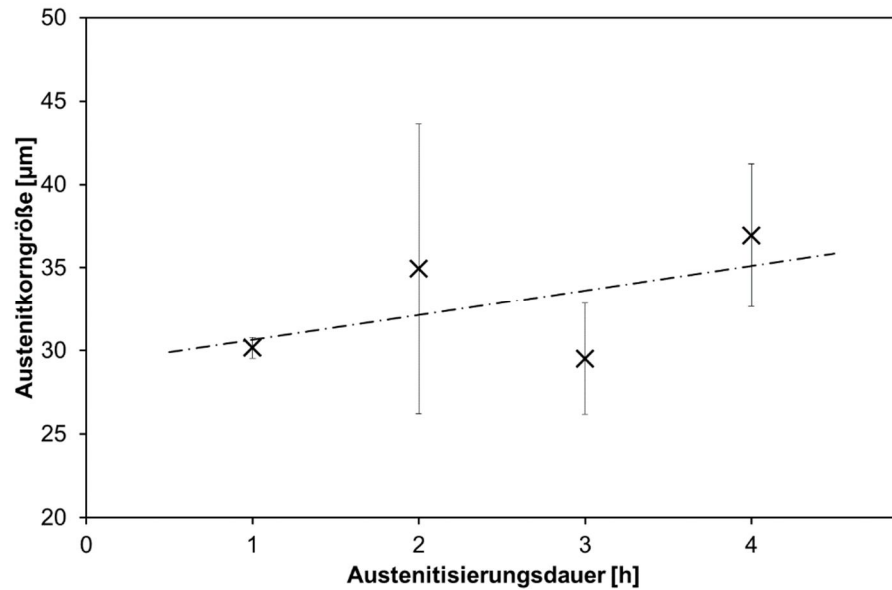


Abbildung 4-14: Austenitkorngröße als Funktion der Austenitisierungsdauer.  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Ist die Austenitisierung nicht vollständig abgeschlossen, besteht die Möglichkeit, dass sich die Graphitsphäroliten teilweise auflösen bis die maximale Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit erreicht wird. Der Anteil von den Graphitsphäroliten am Gesamtgefüge ändert sich mit den hier verwendeten Parametern nicht und bleibt mit 9 % konstant. Somit ist die Austenitisierung nach einer Stunde bei  $920\text{ °C}$  abgeschlossen.

#### 4.4.3 Einfluss der Ausferritisierungstemperatur $T_{\text{aus}}$ auf $C_\gamma$ und $X_\gamma$

Die Änderung der Ausferritisierungstemperatur  $T_{\text{aus}}$  beeinflusst wesentlich zwei Gefügeparameter, die für die spätere Hämmernbearbeitung von Bedeutung sind. Dies ist zum einen der Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge und zum anderen den Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit. Der Anteil an metastabilem Austenit bestimmt die Menge an erzeugbarem Martensit. Der Kohlenstoffgehalt bestimmt die Stabilität des metastabilen Austenits, sowie die des Martensits.

Mit steigender Ausferritisierungstemperatur nimmt der Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge zu (weiße Bereiche in Abbildung 4-15). Bei einer Ausferritisierungstemperatur von  $300\text{ °C}$  ist der metastabile Austenit aufgrund der hohen Dichte an Ferritnadeln kaum erkennbar. Bei  $380\text{ °C}$  sind die metastabilen Austenitbereiche hingegen jedoch deutlich zu sehen. Weiterhin ändert sich die Morphologie der Ferritnadeln. Sind die Ferritnadeln bei  $300\text{ °C}$  nadelig, erscheinen sie bei  $400\text{ °C}$  federig.

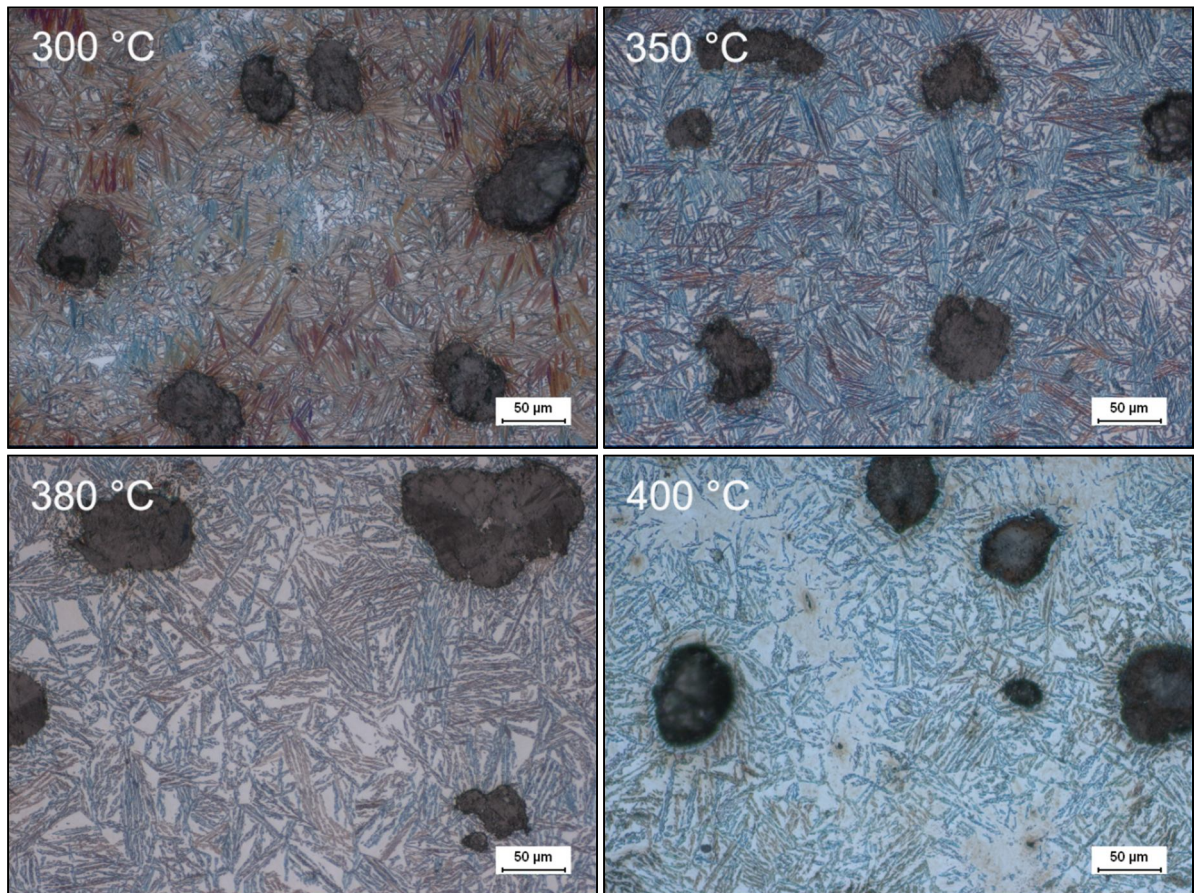


Abbildung 4-15: Gefüge unter Nital-Ätzung (rechts) bei verschiedenen Ausferritisierungstemperaturen.  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ °min}$

Der Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge steigt in den Proben die bei  $875\text{ °C}$  austenitisiert wurden, von 20 % (Ausferritisierungstemperatur von  $300\text{ °C}$ ) auf 33 % bei einer Ausferritisierungstemperatur von  $400\text{ °C}$  (Abbildung 4-16). Im Diagramm zeigt sich ebenfalls der bereits geschilderte Einfluss Austenitisierungstemperatur auf den Anteil an metastabilem Austenit (siehe Kapitel 4.4.1). Mit steigender Austenitisierungstemperatur steigt der Anteil an metastabilem Austenit.

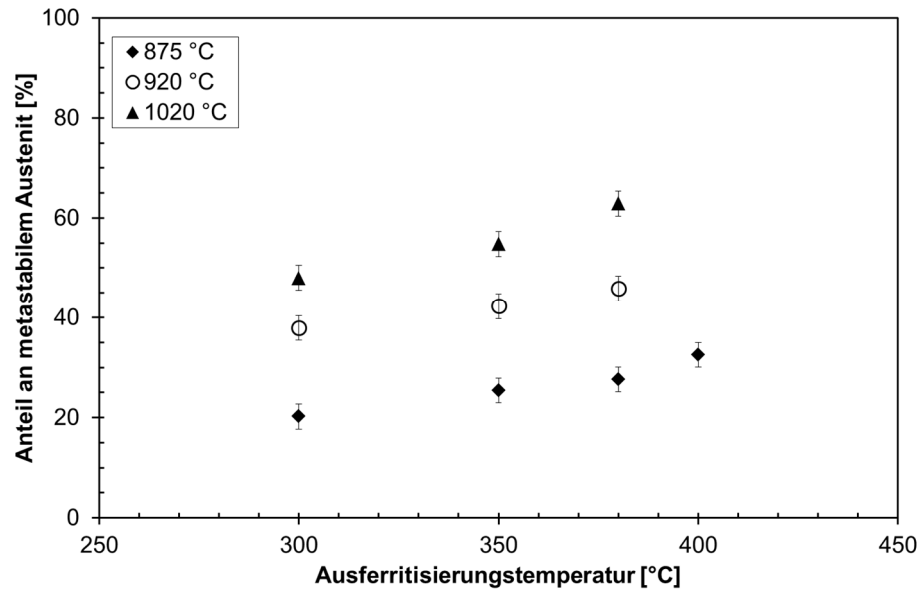


Abbildung 4-16: Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge als Funktion der Ausferritisierungstemperatur bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen.  $t_\gamma = 240$  min und  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Wie bereits in Kapitel 4.4.1 gezeigt wurde, ist der Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf den Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit gering. Hinsichtlich der Abhängigkeit von der Ausferritisierungstemperatur zeigt sich, dass der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit mit zunehmender Ausferritisierungstemperatur von etwa 2 gew. % bei  $T_{\text{aus}} = 300$  °C auf 1,72 gew. % bei  $T_{\text{aus}} = 380$  °C abnimmt (Abbildung 4-17). Bei einer Austenitisierungstemperatur von 875 °C konnte der Kohlenstoffgehalt auf 1,63 gew. % reduziert werden. In diesem Bereich liegt der Kohlenstoffgehalt, bei dem eine Stabilisierung des Austenits gerade noch möglich ist (siehe Kapitel 2.5). Bei den Proben, die bei 920 °C bzw. 1020 °C austenitisiert wurden und danach bei 400 °C ausferritisiert, ist keine ausreichende Stabilisierung des Austenits möglich. Bei diesen Zuständen entsteht ein ferritisch-martensitisches Gefüge. Somit liegt die höchste Ausferritisierungstemperatur bei diesen Proben bei 380 °C.

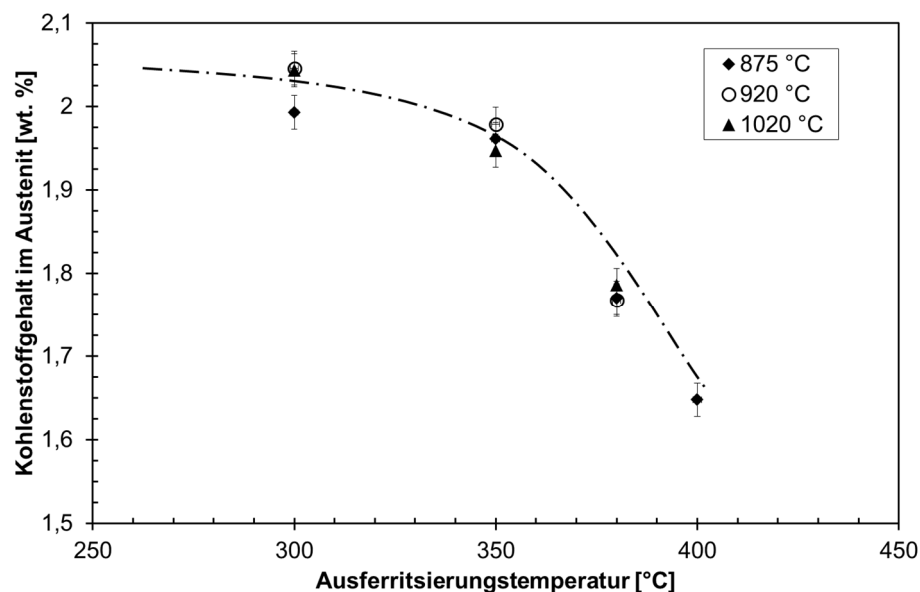


Abbildung 4-17: Kohlenstoffgehalt als Funktion der Ausferritisierungstemperatur bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen.  $t_\gamma = 240$  min und  $t_{\text{aus}} = 180$  min

Die Änderung der mikrostrukturellen Parameter Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt schlagen sich deutlich in den mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs nieder.

Steckgrenze und Härte sinken mit steigender Ausferritisierungstemperatur. Grund hierfür ist zum einen die abnehmende Grenzflächendichte durch die bereits erwähnte abnehmende Ferritnadeldichte und zum anderen der sinkende Kohlenstoffgehalt. Dieser führt dazu, dass die Verzerrung des Martensits ebenfalls sinkt und damit dessen Härte abnimmt.

Der Vefestigungsexponent  $n$  nimmt mit steigendem Anteil an metastabilem Austenit von 0,11 bei einem Anteil von 38 % auf 0,21 bei einem Anteil von 46 % zu (Abbildung 4-18). Das höhere Verfestigungsvermögen des Werkstoffes leitet sich aus der Martensitbildung während der Verformung ab. Zusätzlich dazu enthält der metastabile Austenit einen geringeren Kohlenstoffgehalt, so dass die Martensitbildung bereits bei geringeren Verformungen einsetzen kann. Somit kann ein ADI, der bei einer hohen Temperatur ausferritisiert wurde, bereits bei geringen mechanischen Spannungen verformt (niedrigere Streckgrenze) werden und verfestigt bei plastischer Verformung sehr stark.

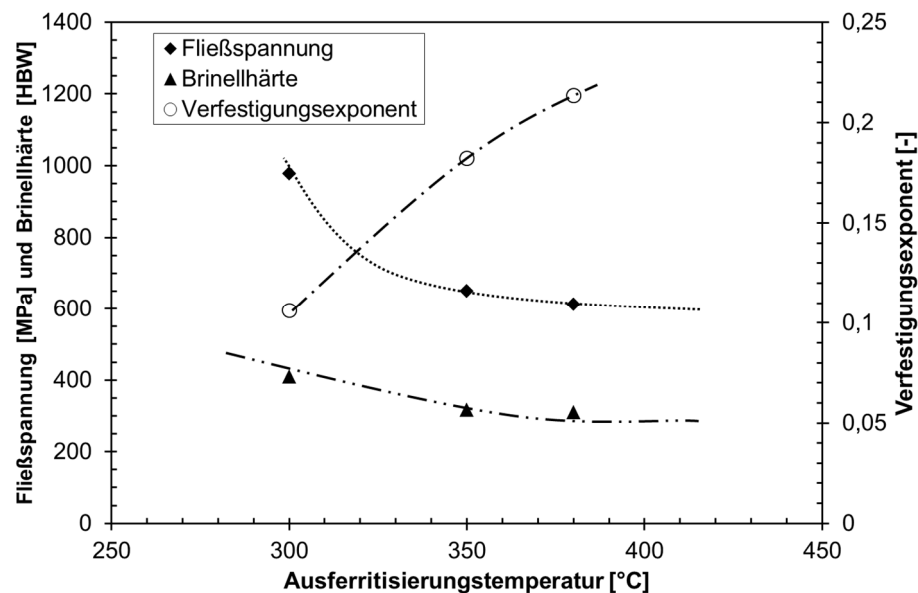


Abbildung 4-18: Fließspannung, Brinellhärte und Verfestigungsexponent bei verschiedenen Ausferritisierungstemperaturen.  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Ein hoher Anteil an metastabilem Austenit kann folglich mit hohen Ausferritisierungs-temperatur von  $380\text{ °C}$  erzielt werden. Bei höheren Ausferritisierungstemperaturen besteht die Gefahr einer nicht mehr ausreichenden Stabilisierung des Austenits.



#### 4.4.4 Einfluss der Ausferritisierungsdauer $t_{\text{aus}}$ auf die Stabilisierung des Austenits

In den hier dargestellten Versuchen wurden folgende Wärmebehandlungsparameter bei Variation der Ausferritisierungsdauer gewählt:  $T_{\gamma} = 920\text{ °C}$ ,  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ,  $t_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ . Die Ausferritisierungsdauer wurde von 30 Minuten bis zu 68 Stunden variiert. Es gilt zu klären, wann die erste Phase der ADI-Gefügeausbildung (Abbildung 2-22) abgeschlossen ist und wie groß das Prozessfenster für diesen Werkstoff ist.

Nach einer Ausferritisierungszeit von 30 Minuten und anschließender Abkühlung an Luft sind teilweise Ferritnadeln um die Graphitsphärolite erkennbar (Abbildung 4-19). Die Nadeln sind grob ausgebildet und in Bereiche bis etwa  $50\text{ }\mu\text{m}$  um die Sphärolite in die Austenitmatrix hineingewachsen. Allein Bereiche in direkter Umgebung ( $\sim 10\text{ }\mu\text{m}$ ) um die Graphitsphärolite sind austenitisch und der Rest der Matrix wandelt bei Abkühlung an Luft in Martensit um. Die Phasengrenze zwischen der Austenitmatrix und den Graphitsphäroliten, sowie die Austenitkorngrenzen dienen als Nukleationszentren für die Ferritnadeln.

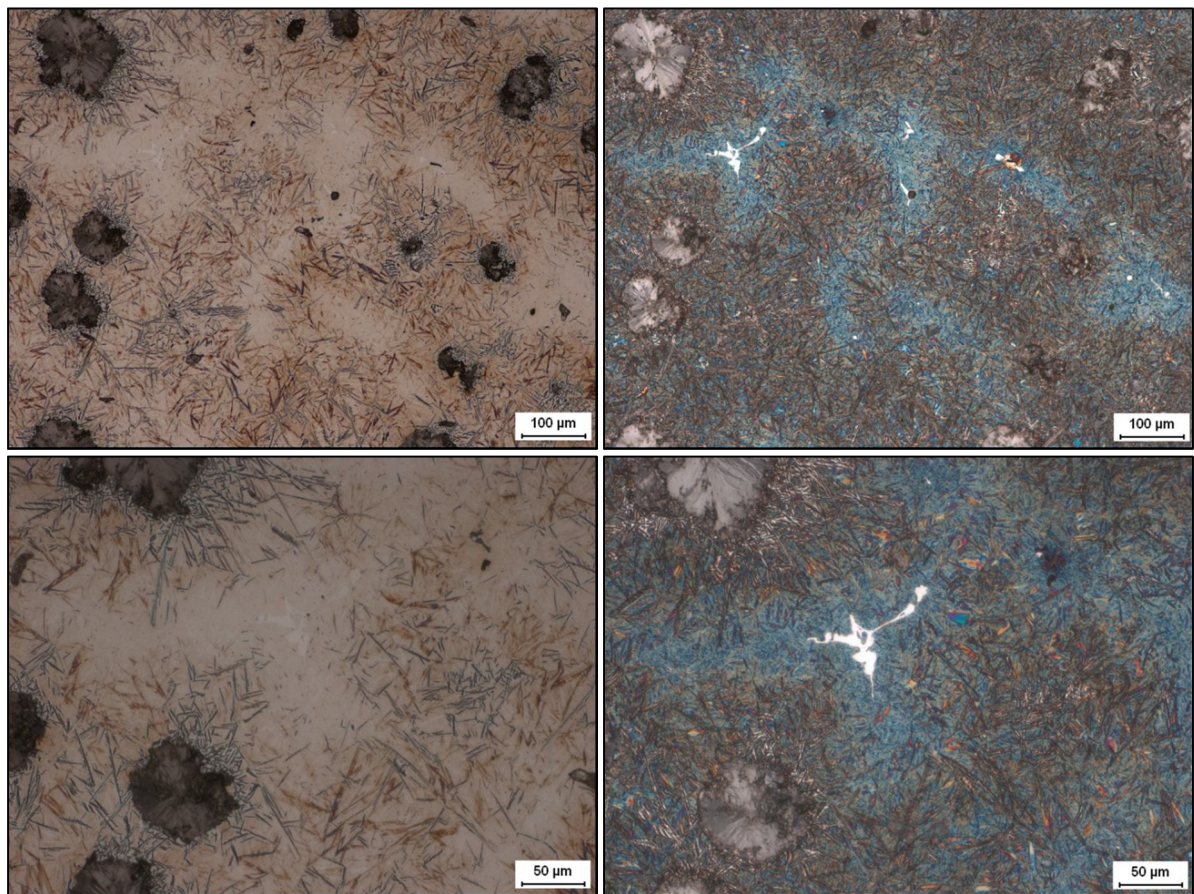


Abbildung 4-19: Gefüge bei einer Ausferritisierungszeit von 30 Minuten unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts).  
 $T_{\gamma} = 920\text{ °C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$

Mit Steigerung der Ausferritisierungszeit auf 90 Minuten (Abbildung 4-20) ist eine deutliche Änderung der Mikrostruktur erkennbar. Bereiche um die Graphitsphärolite, in denen metastabiler Austenit auftritt, vergrößern sich auf etwa  $100\text{ }\mu\text{m}$ . Bei Abkühlung an Luft bilden sich größere Bereiche an Martensit.

Nach einer Ausferritisierungszeit von 180 Minuten hat sich die ADI-typische Mikrostruktur vollständig ausgebildet. Die nadelige Struktur ist fast im gesamten Gefüge erkennbar. Allein



Bereiche um das Phosphiteutektikum (Staedit) können nicht stabilisiert werden und wandeln in Martensit um (Abbildung 4-20). Bei einer Ausferritisierungsdauer von 4080 Minuten (68 Stunden) ist an der Mikrostruktur kein Zerfall des Austenits in Zementit und Ferrit zu erkennen (Abbildung 4-20).

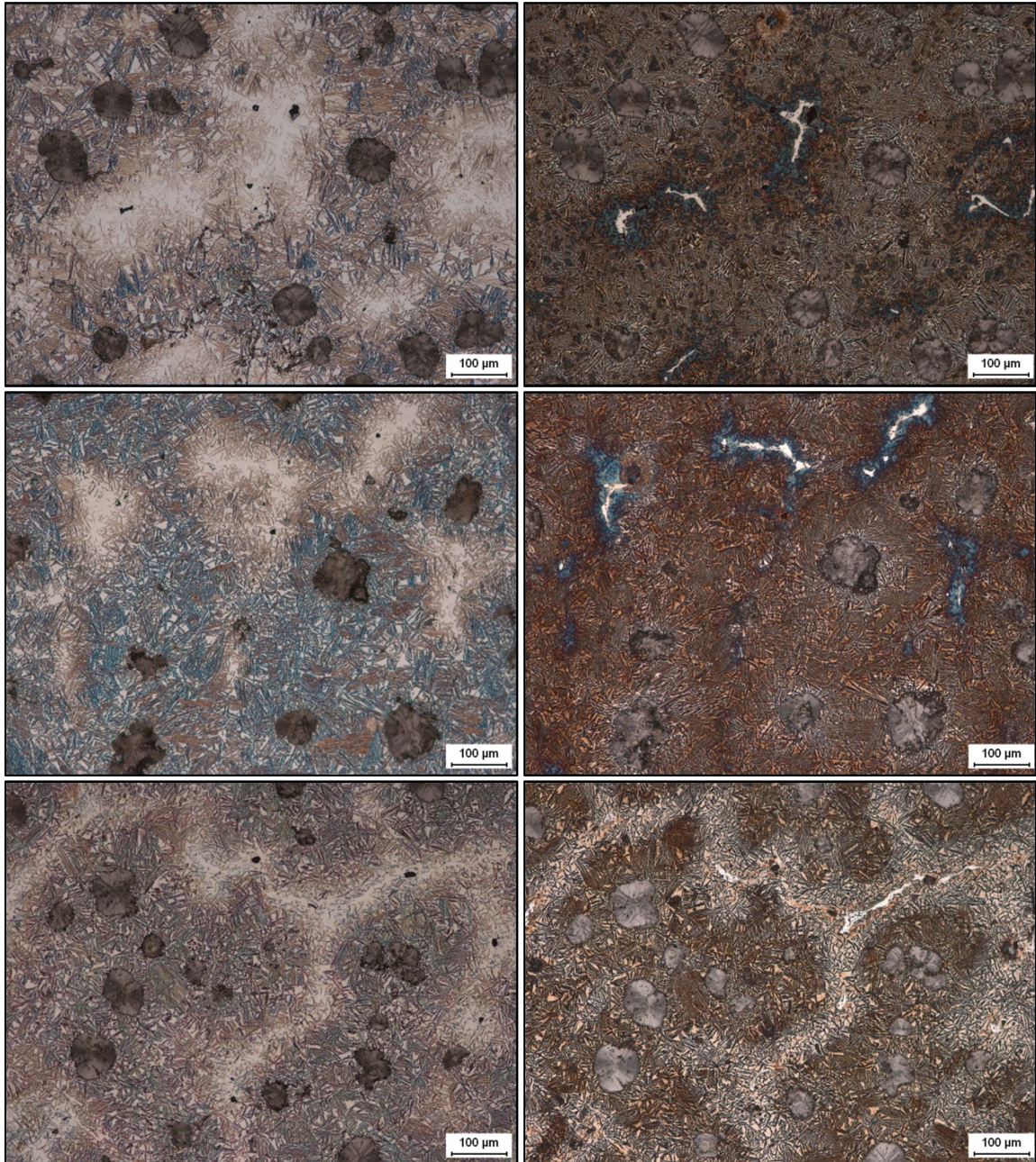


Abbildung 4-20: Gefüge bei einer Ausferritisierungszeit von 90, 180 und 4800 Minuten (von oben nach unten) unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts).  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$

Bei einer Ausferritisierungszeit von 30 Minuten liegt die Brinellhärte bei 489 HBW (Abbildung 4-21) und der Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge beträgt 3 %. Mit längerer Ausferritisierungsdauer steigt der Anteil an metastabilem Austenit bei 180 Minuten auf 42 % und die Härte sinkt auf 303 HBW. Der Härteabfall ist auf die Verringerung des Martensitanteils zurückzuführen. Danach steigt der Anteil an metastabilem Austenit nur noch leicht und beträgt nach einer Ausferritisierungszeit von 4080 Minuten 50 %.

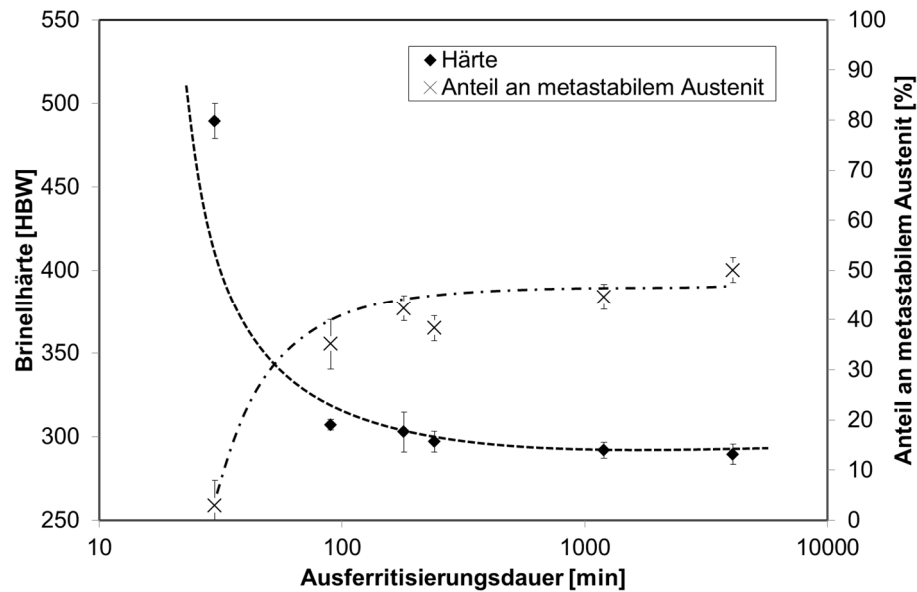


Abbildung 4-21: Brinellhärte und Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge als Funktion der Ausferritisierungsdauer.  $T_{\gamma} = 920\text{ °C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$

Eine Ausferritisierungszeit von <180 Minuten bei 350 °C reicht für diesen Werkstoff nicht aus, um ein vollständiges ADI-Gefüge in EN-JS2070 zu erzeugen, da eine hohe Härte vorliegt und der Anteil an metastabilem Austenit gering ist. Phase 1 der Gefügeausbildung ist nicht abgeschlossen und das Prozessfenster wurde nicht erreicht (vgl. Abbildung 2-22). Mit Erreichen des Prozessfensters bei 180 Minuten bleibt sowohl der Härte als auch der Anteil an metastabilem Austenit am Gesamtgefüge konstant. Bis 4800 Minuten tritt keine signifikante Änderung des Anteils an metastabilem Austenit und der Brinellhärte auf. Somit befindet sich der Werkstoff noch immer im Prozessfenster und der metastabile Austenit ist noch nicht in Ferrit und Zementit zerfallen. Da eine kurze Wärmebehandlungsdauer aus Effizienzgründen vorgezogen wird, erfolgten alle weiteren Wärmebehandlungen mit einer Ausferritisierungsdauer von 180 Minuten.

#### 4.5 Mikrohärte der Gefügebestandteile

In diesem Kapitel wird das Verfestigungsverhalten der einzelnen Gefügebestandteile eines ADI-Gefüges abgeschätzt. Hierdurch kann eine Aussage darüber getroffen werden, welcher Gefügebestandteil für die Oberflächenhärte nach dem Hämmern entscheidend ist. Um die einzelnen Beiträge zu bestimmen, wurden Mikrohärtemessungen an einem ADI-Werkstoff (angeätzt mit Beraha I; Abbildung 4-22) vor und nach einer Druckverformung mit 1400 MPa durchgeführt. Das entspricht einem Verformungsgrad von 0,47.

Wie in Abbildung 4-22 (rechts) zu erkennen ist, liegen martensitische Bereiche (schwarz) um das Phosphideutektikum vor. Die Bereiche zwischen den Ferritnadeln bestehen aus metastabilem Austenit. Nach der Druckverformung ist eine deutliche Dunkelfärbung dieser Bereiche, unter der Beraha I-Ätzung, zu beobachten (Abbildung 4-23) und deutet auf Martensitbildung in diesen Bereichen hin.



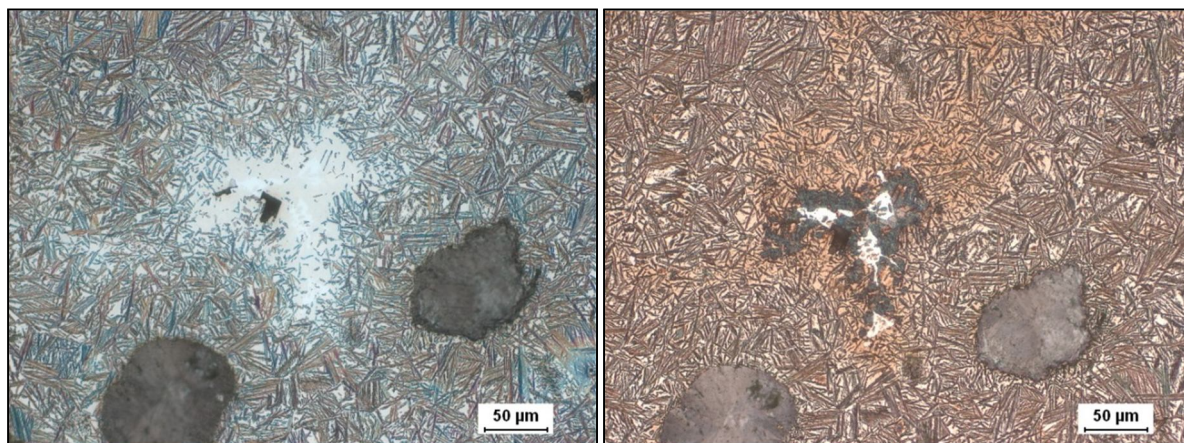


Abbildung 4-22: Mikrostruktur unter Nital- (links) und Beraha I-Ätzung (rechts) In der Mitte befindet sich ein Phosphid-eutektikum.  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

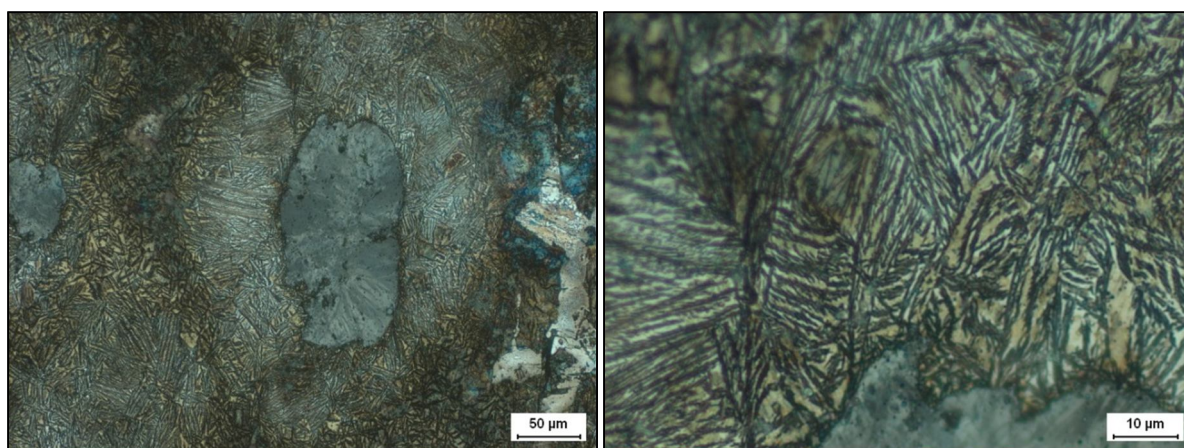


Abbildung 4-23: Gefüge nach der Druckverformung mit 50 kN unter Beraha I-Ätzung. Die Belastung erfolgte in horizontaler Richtung.  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .

Der härteste Gefügebestandteil ist der Martensit mit 639 HV. Nach der Druckverformung mit 50 kN steigt dessen Härte auf 695 HV (Abbildung 4-24). Hier trägt allein die Kaltverfestigung zu einer Härtesteigerung bei, da keine Phasenumwandlung auftritt. Auch der Ferrit zeigt allein eine Härtesteigerung aufgrund der Kaltverfestigung. Hier steigt die Härte von 252 HV auf 381 HV nach der Verformung.

In den metastabilen Austenitbereichen tritt die größte Härtesteigerung auf. Hier steigt die Härte um fast 200 HV von 394 HV auf 591 HV. Hier tritt zusätzlich zur Kaltverfestigung eine Phasenumwandlung auf. Der metastabile Austenit wandelt in harten Martensit um. Der Anteil an metastabilem Austenit sinkt durch die Druckverformung von 42 % auf 14 %.

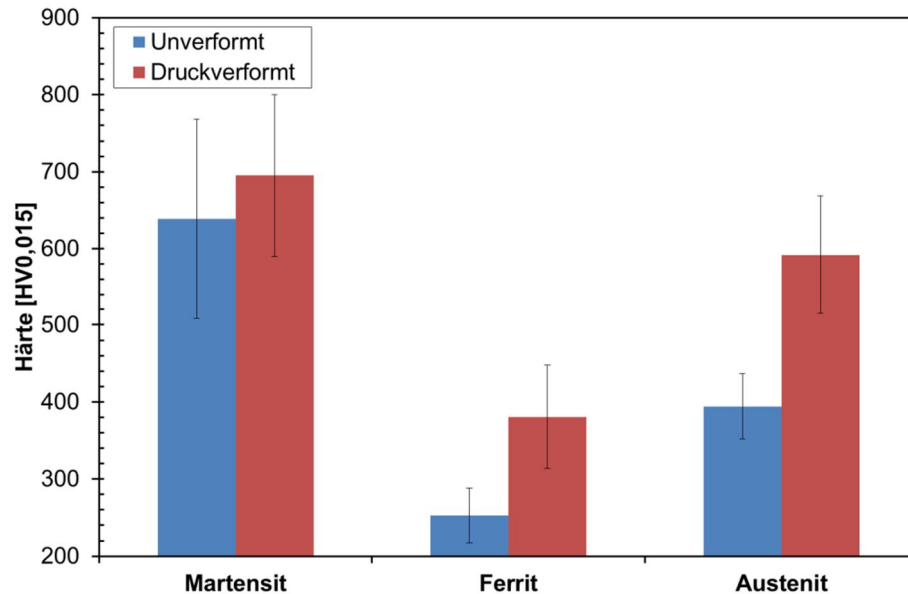


Abbildung 4-24: Mikrohärtemessungen mit einer Last von 15 g an den Gefügebestandteilen Martensit, Ferrit und Austenit vor und nach einer Druckverformung mit 50 kN.  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

#### 4.6 Austenit/Martensit Umwandlung in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit

In diesem Kapitel wurden gezielt Zustände mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten im metastabilen Austenit eingestellt. Der Anteil an metastabilem Austenit wird konstant gehalten. Hierdurch ist der direkte Zugang zum Einfluss des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit auf dessen thermische und mechanische Stabilität möglich.

Der eine Zustand hat einen Kohlenstoffgehalt von 1,77 gew. % ( $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ ) und der andere von 2,04 gew. % ( $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ ). Um den Anteil an metastabilem Austenit nahezu konstant zu halten wurde auch die Austenitisierungstemperatur variiert. Der Anteil an metastabilem Austenit mit 48 % ist beim Zustand mit 2,04 gew. % Kohlenstoff im metastabilen Austenit nur geringfügig höher als beim Zustand mit 1,77 gew. % Kohlenstoff im metastabilen Austenit mit 46 %.

Beide Gefüge unterscheiden sich vor allem in der Ferritnadelform (Abbildung 4-25). Bei einer Ausferritisierungstemperatur von 380 °C sind die Ferritnadeln fedrig, bei 300 °C nadelig. Die Bereiche zwischen den Ferritnadeln sind annähernd gleich groß.

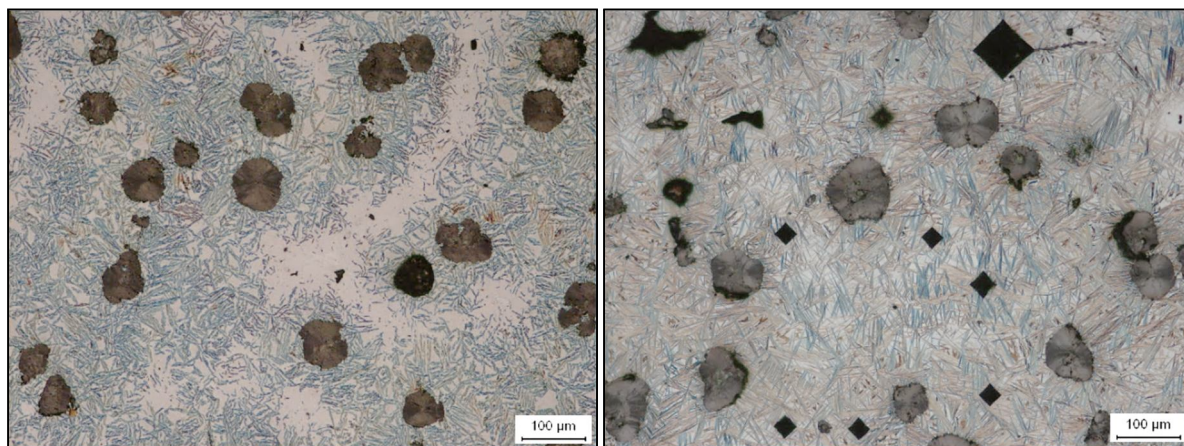


Abbildung 4-25: Mikrostruktur der verwendeten Wärmbehandlungszustände unter Nital-Ätzung. Links:  $T_\gamma = 920\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ ; Rechts mit Härteabdrücken:  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Es wurde untersucht, in wie weit sich diese Zustände in ihrer Umwandlungstemperaturen (DSC, VSM) sowie deren Härten (Nanoindentation) unterscheiden. Auf Basis dieser Ergebnisse wird eine Energieabschätzung für die Austenit/Martensit Umwandlung durchgeführt.

#### 4.6.1 Umwandlung durch Unterkühlung

Durch das Abkühlen unter die Martensitstarttemperatur wird Martensitbildung im metastabilen Austenit induziert. Die Stabilität des metastabilen Austenits ist dabei abhängig von dessen Kohlenstoffgehalt. In diesem Kapitel wird untersucht, in wie weit sich die beiden Zustände in ihrer Martensitstarttemperatur und damit ihrer Stabilität gegen Unterkühlung unterscheiden.

Aus den DSC-Messungen (siehe Kapitel 3.7) kann die Martensitstarttemperatur abgelesen werden. Diese liegt beim Zustand mit dem niedrigen Kohlenstoffgehalt bei  $-10\text{ °C}$  und bei der mit dem höheren Kohlenstoffgehalt bei  $-50\text{ °C}$  (Abbildung 4-26). Der metastabile Austenit, in dem 1,77 gew. % Kohlenstoff gelöst sind, ist weniger stabil gegen Unterkühlung, als der in dem 2,04 gew. % Kohlenstoff gelöst sind.



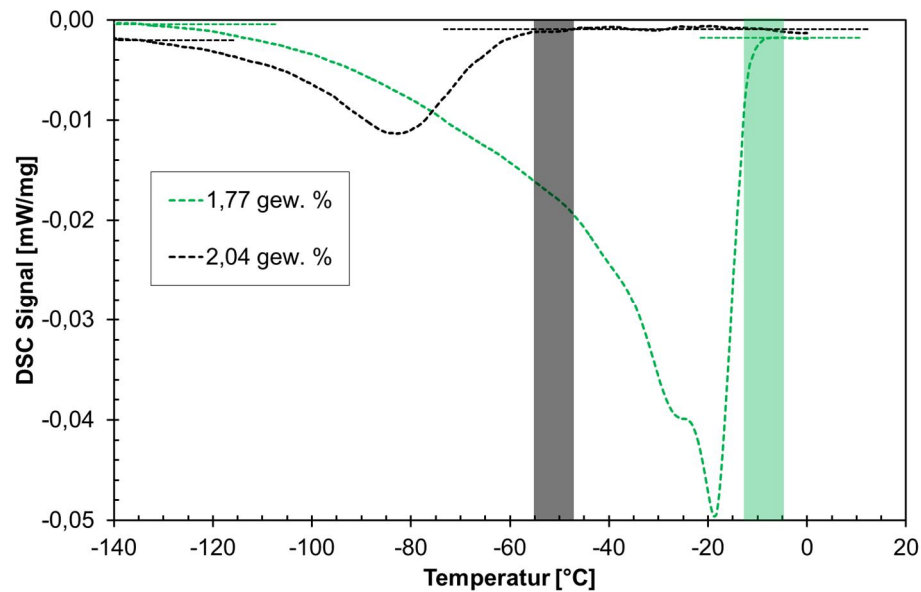


Abbildung 4-26: DSC-Signal bei der Unterkühlung zur Ermittlung der Martensitstarttemperatur

Bei den VSM-Messungen wird das Prinzip ausgenutzt, dass der Austenit paramagnetisch ist, wohingegen der Martensit ferromagnetisch ist. Tritt eine Gefügeumwandlung von metastabilem Austenit in Martensit auf, so ist mit einer stärkeren Magnetisierung des Materials zu rechnen. Beide Zustände zeigen genau dieses Verhalten. Bis zur Martensitstarttemperatur verläuft die Magnetisierung nahezu konstant.

Mit Erreichen von  $M_s$  erfolgt eine Zunahme der Magnetisierung. Hierbei zeigen die VSM-Messungen die gleiche Tendenz zwischen den beiden Wärmebehandlungszuständen hinsichtlich der Martensitstarttemperatur. Der Zustand mit dem niedrigen Kohlenstoffgehalt hat eine Martensitstarttemperatur von  $-10\text{ °C}$  und der mit dem höheren Gehalt von  $-40\text{ °C}$ . Auch hier erstreckt sich der Umwandlungsbereich auf 120 K. Danach hat die Magnetisierung ein Plateau erreicht. Dass bedeutet, dass kein weiterer Martensit durch Unterkühlung erzeugt wird. Nach dem Unterkühlen ist in beiden Zuständen noch 38 % metastabiler Austenit vorhanden. Hier ist somit kein Unterschied zwischen den Kohlenstoffgehalten zu erkennen. In beiden konnte etwa 8-10 % Martensit durch Unterkühlung erzeugt werden.

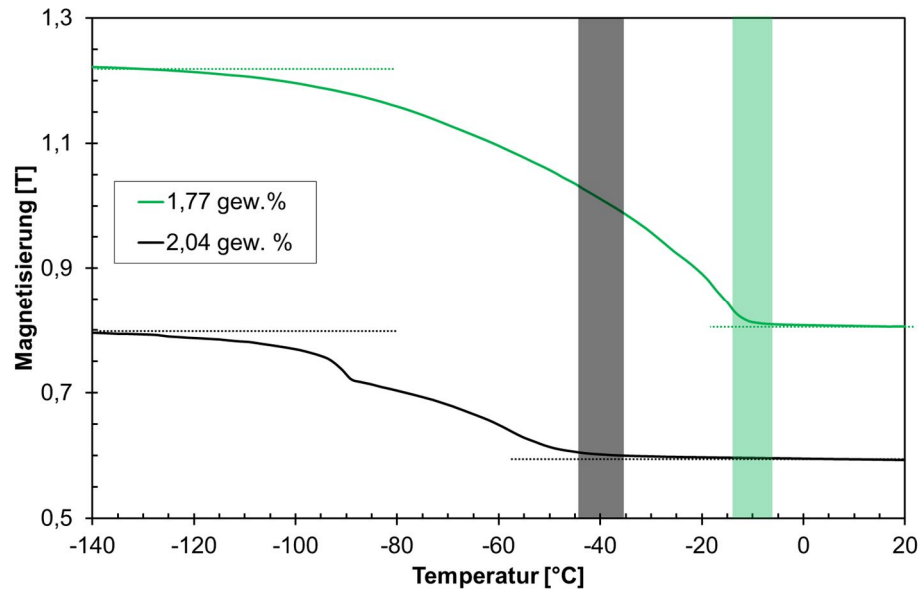


Abbildung 4-27: Magnetisierung und DSC-Signal bei der Unterkühlung zur Ermittlung der Martensitstarttemperatur

#### 4.6.2 Umwandlung durch mechanische Verformung

Anders als im Kapitel zuvor, in dem der Martensit durch Unterkühlung erzeugt wurde, kann durch die hier beschriebenen Versuche (Druckverformung, Nanoindentation) untersucht werden, unter welchen Randbedingungen Martensit verformungsinduziert entsteht.

##### Druckverformung

Die untersuchten Zustände sind hinsichtlich des Anteils an metastabilem Austenit mit 48 % bzw. 46 % nahezu identisch (siehe Abbildung 4-16), weisen jedoch unterschiedliche Kohlenstoffgehalte und Dichte der Ferritnadeln auf. Dadurch ergibt sich bei Druckverformung ein deutlicher Unterschied in den Fließspannungen. Der Zustand mit einem Kohlenstoffgehalt von 2,04 gew. % weist eine Fließspannung von 734 MPa auf, wohingegen der mit 1,77 gew. % eine Fließspannung von 612 MPa zeigt (Abbildung 4-28). Der Unterschied entsteht zum einen aus dem höheren Kohlenstoffgehalt im Austenit. Je höher dieser ist, desto größer ist die Mischkristallverfestigung. Zusätzlich zum Kohlenstoffgehalt besitzt dieser Wärmebehandlungszustand eine höhere Grenzflächendichte.



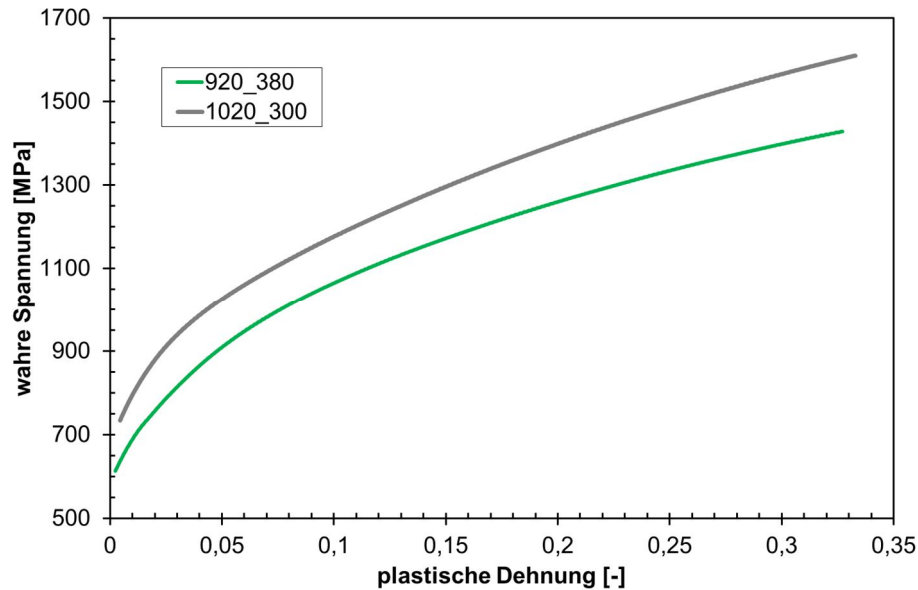


Abbildung 4-28: Fließkurven nach den Wärmebehandlungen

Nach *Daber* [34] ist die Martensitbildung im ADI durch eine Änderung des Verfestigungsexponenten  $n$  gekennzeichnet. Bei doppellogarithmischer Auftragung von wahrer Spannung gegen die wahre plastische Dehnung kann so direkt abgelesen werden, ob und bei welcher Spannung die Martensitbildung einsetzt. Bei beiden Wärmebehandlungszuständen ist der Wechsel des Verfestigungsexponenten zu beobachten (Abbildung 4-29).

Der Verfestigungsexponent in der Probe mit dem niedrigeren Kohlenstoffgehalt steigt bei einer Spannung von 767 MPa von 0,11 auf 0,24. In gleicher Weise steigt der Verfestigungsexponent bei höherem Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit von 0,10 auf 0,23. Signifikante Unterschiede sind allein bei der Spannung zu beobachten bei der die Änderung des Verfestigungsexponenten auftritt. Während diese Änderung bei dem niedrigen Kohlenstoffgehalt bereits bei 767 MPa auftritt, ist der Wechsel beim anderen Wärmebehandlungszustand bei 851 MPa zu beobachten. Somit verschiebt der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit die Martensitbildung zu höheren Spannungen bzw. Dehnungen.

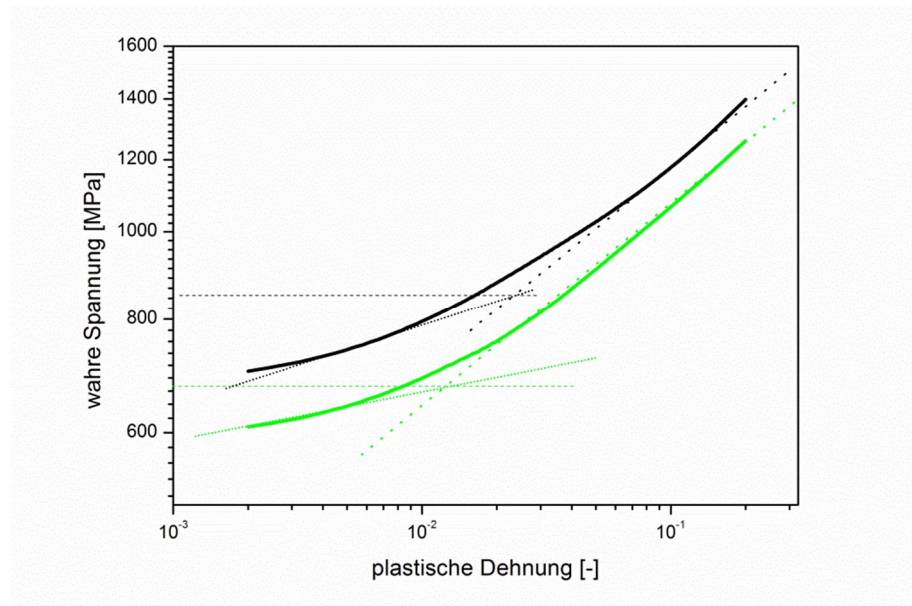


Abbildung 4-29: Doppellogarithmische Auftragung der wahren Spannung gegen die plastische Dehnung.

### Nanoindentation

Die Nanoindentation wurde verwendet, um die Härte der metastabilen Austenitgebiete in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit zu bestimmen und um lokal Martensitbildung zu induzieren.

Die Indentierungen wurden in ungeätzte Proben gesetzt. Die Felder wurden vor und nach der Indentierung mittels EBSD charakterisiert. Eine Zuordnung der Last-Eindringkurve mit den jeweiligen Phasen ist dadurch eindeutig möglich (Abbildung 4-30). Im dargestellten Fall erfolgte die Indentierung auf vier Körnern (lila, gelb, rosa, blau). In der oberen linken Ecke ist der Vickerseindruck zu erkennen, der zur Orientierung auf der Probe genutzt wurde. An der Morphologie können Ferrit und Martensit unterschieden werden. Während sich der Ferrit als langgezogene Nadeln darstellt, ist der Martensit linsenförmig ausgebildet. Die Größe der Linsen liegt bei etwa 5  $\mu\text{m}$ .

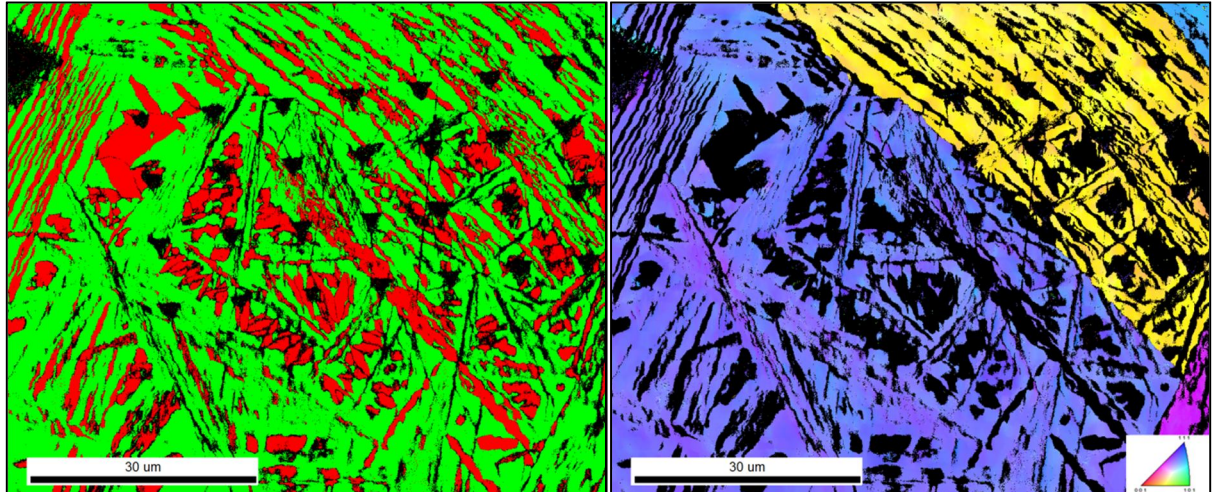


Abbildung 4-30: EBSD Aufnahme eines Indentierungsfeldes. Links: Phasenverteilung (rot: Ferrit/Martensit; grün: Austenit). Rechts: IPF-Map von Austenit.  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Bevor das Umwandlungsverhalten betrachtet wird, soll zuerst ein Vergleich der Wärmebehandlungszustände untereinander hinsichtlich der Härte ihrer Gefügebestandteile gemacht werden. Dabei ist deutlich der Einfluss des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit zu erkennen. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit steigt auch dessen Härte von 4,8 GPa (1,77 gew. %) auf 6,4 GPa (2,04 gew. %) (Abbildung 4-31).

Auch die Härte des Martensit, der aus nicht stabilisierten Bereichen des ehemaligen Austenits entstanden ist, zeigt eine höhere Härte bei dem Wärmebehandlungszustand mit dem höheren Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit. Allerdings sind die Unterschiede in der Härte mit 0,6 GPa geringer als die vom metastabilen Austenit. Der Kohlenstoffgehalt in den martensitischen Bereichen muss  $< 1,6\text{ gew. \%}$  sein, so dass keine Stabilisierung bis Raumtemperatur erfolgte.

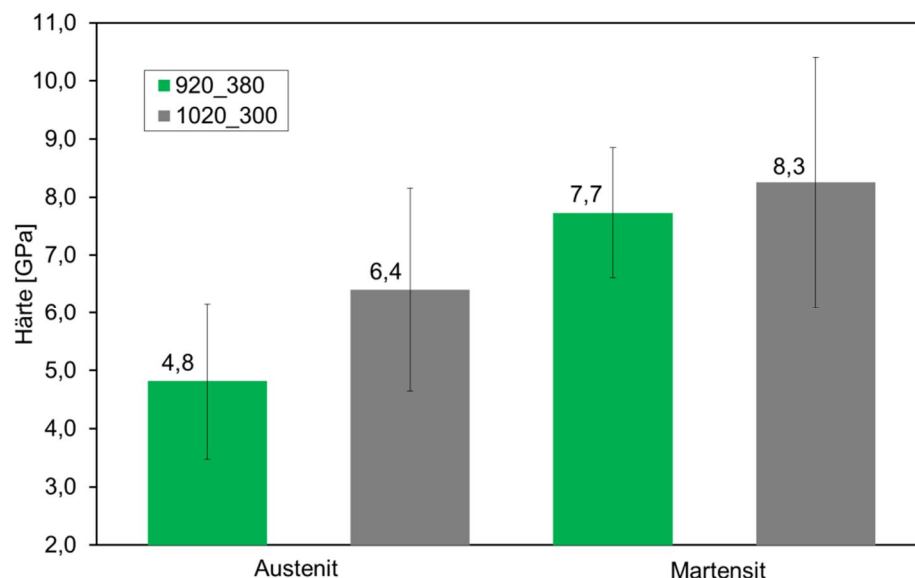


Abbildung 4-31: Härte der metastabilen austenitischen und martensitischen Bereiche beider Wärmebehandlungszustände

Bei der Nanoindentation sind drei verschiedene Typen an Kraft-Eindringkurven an den Wärmebehandlungszuständen zu beobachten. Beim ersten Typ sind ein bzw. mehrere pop-ins zu sehen (Abbildung 4-33 links). Die Steigung vor Einsetzen des pop-ins ist genauso groß wie danach.

Beim zweiten Fall ist kein Pop-in zu beobachten (Abbildung 4-32 rechts). Beim dritten Fall tritt eine deutliche Änderung der Steigung nach dem Pop-in auf (Abbildung 4-33).

Das Auftreten eines Pop-ins ist vielfach in der Literatur beschrieben und auf Versetzungsnukleation beim Übergang von elastischer zum plastischer Verformung zurückzuführen [109, 110, 111]. Bei welcher Kraft dieser Übergang einsetzt ist abhängig von der bereits vorhandenen Versetzungsdichte [112]. Ein Pop-in tritt jedoch nicht immer auf.

Tritt mehr als ein Pop-in auf, so hängt dies mit der plötzlichen Bewegung von vorhandener Versetzungen bzw. der Generation neuer Versetzungen zusammen [113, 114].

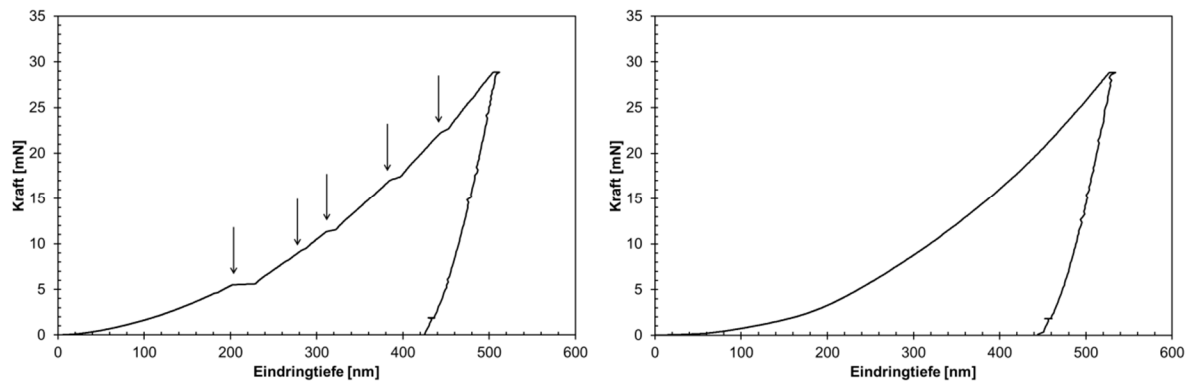


Abbildung 4-32: Last-Eindringkurve mit mehrmaligen Pop-ins (links) und ohne ohne Pop-In (rechts). Die Indentierung erfolgte in einen austenitisch-ferritischen Mischbereich.  $T_{\gamma} = 1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Tritt zusätzlich zum Pop-In eine Steigungsänderung in der Last-Eindringkurve auf, entsteht diese durch Martensitbildung während der Indentation [115]. Da der Martensit deutlich härter ist als der Austenit, erfolgt bei Umwandlung eine starke Änderung der Steigung (Abbildung 4-33 und Abbildung 4-34).

Hinsichtlich der Kraft bzw. Eindringtiefe beim Einsetzen des Pop-ins mit signifikanter Steigungsänderung ist kein Unterschied zwischen den Wärmebehandlungen, d.h. den unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten im metastabilen Austenit, zu beobachten.

Am Beispiel des Wärmebehandlungszustands mit 2,04 gew. % Kohlenstoff wird nun die Martensitbildung nachgewiesen.

Bei diesem Zustand tritt der erste Pop-in bei einer Kraft von etwa 7 mN ein (1 in Abbildung 4-33). Die Steigung nach Einsetzen dieses Pop-ins beträgt 0,16 mN/nm. Nach Einsetzen des zweiten Pop-ins (2 in Abbildung 4-33) bei etwa 10 mN kommt es zu einer starken Steigungsänderung. So beträgt die Steigung kurz nach dem Pop-in 0,24 mN/nm, das heißt, dass das Material einen höheren Widerstand gegen weitere Verformung zeigt.

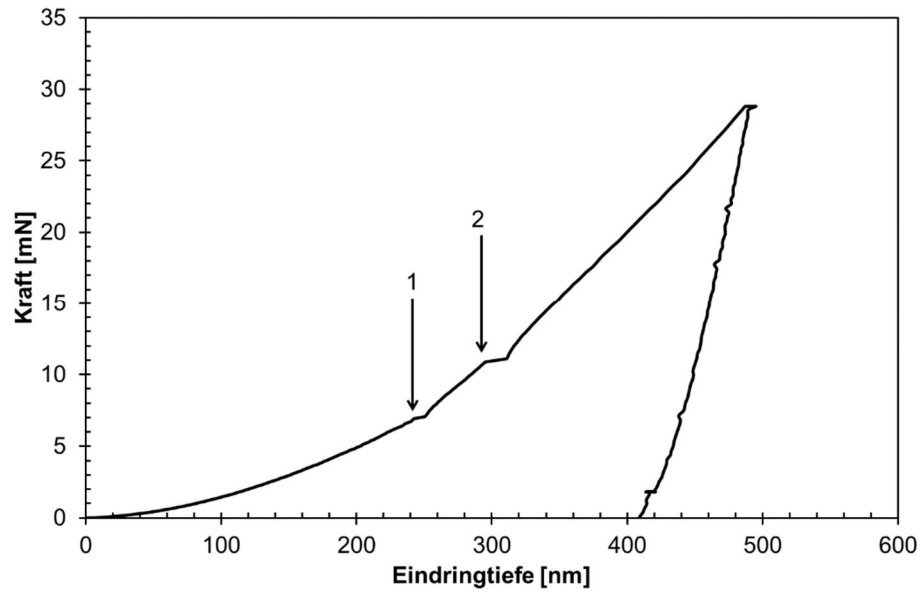


Abbildung 4-33: Kraft-Eindring-Kurve einer Nanoindentionsmessung bei der Martensit nachgewiesen wurde.  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

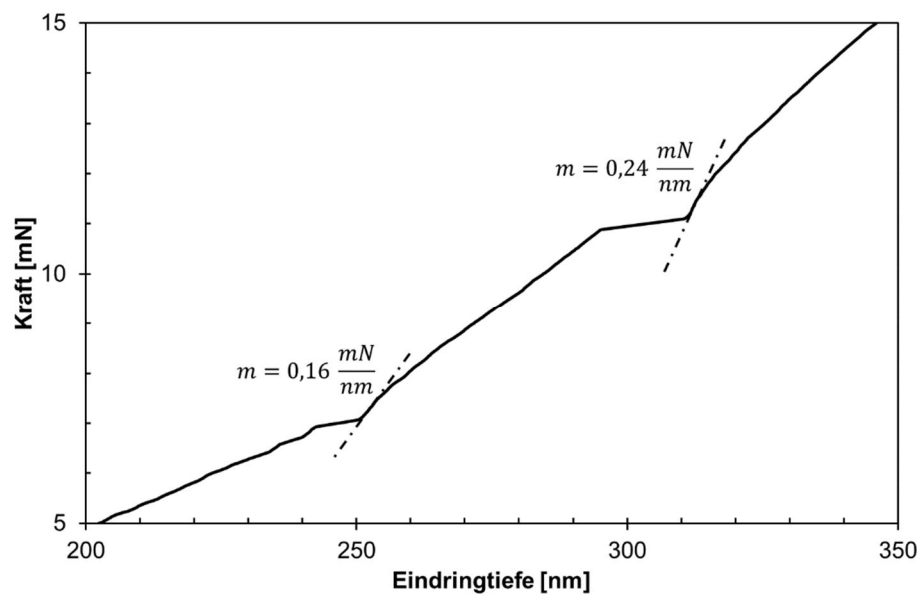


Abbildung 4-34: Ausschnitt aus der Kraft-Eindring-Kurve einer Nanoindentionsmessung bei der Martensit nachgewiesen wurde. Außerdem Steigungen bei den, in Abbildung 4-33, markierten Pop-ins 1 und 2.  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Da dieser Härteeindruck die in der Literatur beschriebene Steigungsänderung während der Indentierung zeigt, wurde der Abdruck genauer mittels EBSD untersucht. Auf der Oberfläche waren bei diesem Abdruck, sowie auch bei allen anderen, nach der Indentierung keine Martensitnadeln erkennbar. Deshalb wurde die Oberfläche sukzessive, in 200 nm Schritten mittels OPS entfernt. Dabei wurden in einer Tiefe von etwa  $1,2\text{ }\mu\text{m}$ , das bedeutet  $700\text{ }\mu\text{m}$  unter dem Eindruck, eindeutig Martensitnadeln detektiert. Diese verlaufen dabei lateral sowie radial vom Abdruck (Abbildung 4-35).



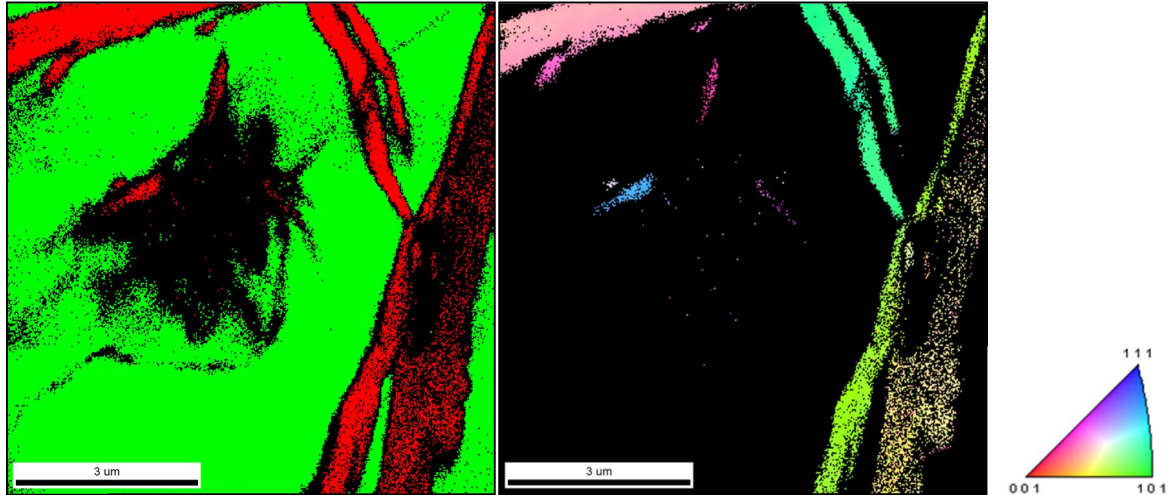


Abbildung 4-35: Phasenverteilung (grün Austenit; rot Ferrit/Martensit) und IPF-Map von Ferrit/Martensit. Das Material wurde bis zu einer Tiefe 1,2 µm abgetragen

Die Martensitnadeln um den Abdruck sind ebenfalls im Electron Channeling Contrast (ECC) sichtbar (Abbildung 4-36). Somit bietet der ECC eine zusätzliche Möglichkeit die Martensitbildung unter dem Abdruck nachzuweisen.

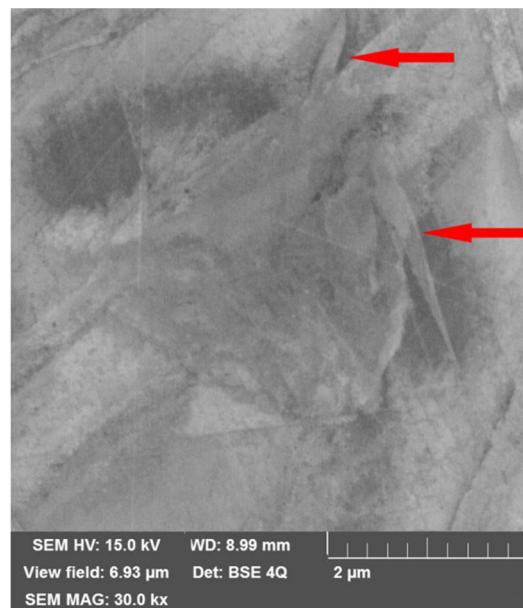


Abbildung 4-36: ECCI-Aufnahme des Indents der eine martensitische Umwandlung gezeigt hat (Abbildung 4-33). Die Martensitnadeln sind durch rote Pfeile gekennzeichnet. Das Material wurde bis zu einer Tiefe 1,2 µm abgetragen

### 4.6.3 FEM-Analyse

In diesem Kapitel soll die Energie, die durch das Maschinelle Oberflächenhämmern eingebracht wird betrachtet werden. Hier wird allein auf den Zustand mit dem höheren Kohlenstoffgehalt eingegangen ( $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ ). Falls bei diesem Zustand die Energie ausreicht um Martensit zu erzeugen, so reicht die Energie auch im Zustand mit dem niedrigeren Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit, um Martensit zu erzeugen.

Zuerst wird die Energie des Hammersystems betrachtet und diese dann auf das beeinflusste Volumen bezogen. Die Aufprallenergie des Hammersystems wird dabei über die kinetische Energie berechnet:

$$E_{kin} = \frac{1}{2} m v^2 \quad (4-1)$$

Hierbei ist  $m$  die bewegliche Masse des Hammersystems (Stößel und Hartmetallkugel). Diese beträgt 300 g. Die Aufprallgeschwindigkeit  $v$  wurde durch den bei *Steitz* und *Scheil* [9] beschriebenen Aufbau ermittelt. Diese beträgt bei der verwendeten Hammerparametern (Frequenz = 150 Hz, Hub = 1 mm) 0,65 m/s. Damit ergibt sich eine kinetische Energie von 63 mJ.

Um das beeinflusste Volumen beim Hämmern zu erhalten, wurde eine FEM-Simulation, bei der eine Kugel auf eine ADI-Oberfläche prallt, betrachtet. Es tritt eine maximale Spannung von 1022 MPa in einer Tiefe von etwa 200  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche auf (Abbildung 4-37). Bis zu einer Tiefe von 900  $\mu\text{m}$  wird die Fließgrenze überschritten. Unter Annahme einer halbkugelförmigen plastischen Zone ergibt sich ein plastisches Volumen von 1,53  $\text{mm}^3$  und somit eine Energiedichte von 41 J/ $\text{cm}^3$ .

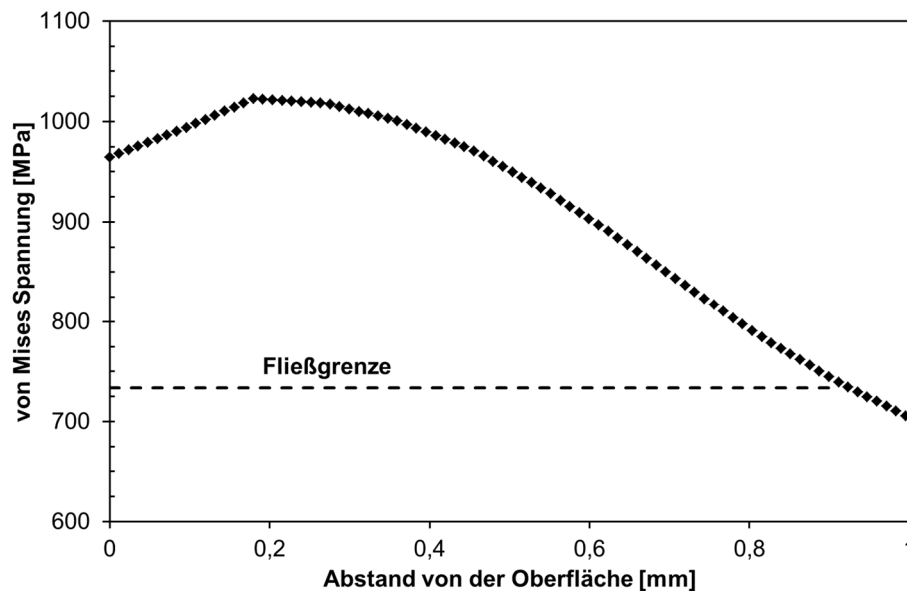


Abbildung 4-37: Spannungsverlauf nach von Mises beim Aufprall der Kugel als Funktion des Abstands von der Oberfläche des Materials.

#### 4.7 Fräsen von ADI

Um zu bestimmen, in wie fern das Fräsen von ADI zur Martensitbildung führt und ob diese durch geeignete Wahl der Fräseparameter beeinflusst werden kann, wurden Fräsversuche mit verschiedenen Fräseparametern durchgeführt (3.4). Bei der Wärmebehandlung wurden Parameter verwendet welche einen mittleren Gehalt an metastabilem Austenitgehalt (42 gew. %) mit einem hohen Kohlenstoffgehalt (1,98 gew. %) erzeugen:  $T_\gamma = 920\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$ .

Die Proben wurden nach dem Fräsen im Schrägschliff auf ihre Aufhärtung hin untersucht. Durch die Präparation im Schrägschliff wird eine Tiefenauflösung mit einer Schrittweite von 5  $\mu\text{m}$  gewährleistet.

Der Tiefenverlauf der Vickershärte zeigt bei allen gefrästen Proben einen annähernd gleichen Verlauf - exemplarisch ist dieser an Probe 2 (Tabelle 3-2) in Abbildung 4-38 dargestellt. Es ist zu



erkennen, dass Probe 2 einen aufgehärteten Bereich nahe der Oberfläche zeigt. Das Material weist bei fünf Mikrometern unter der Oberfläche eine maximale Härte von 575 HV<sub>0,2</sub> auf. Darunter nimmt die Härte kontinuierlich ab. Bei einer Tiefe von etwa 15 µm geht die Härte in ein Plateau von 380-460 HV<sub>0,2</sub> über, das der Grundhärte entspricht.

Die Streuungen der Härtewerte sind, wie erwartet, sehr groß da ein mehrphasiges Gefüge vorliegt und dadurch während der Messung jeweils verschiedene Gefügeanteile indentiert wurden. Beim Setzen des Messrasters wurde darauf geachtet die Graphitsphärolite auszusparen, um eine noch größere Streuung zu vermeiden.

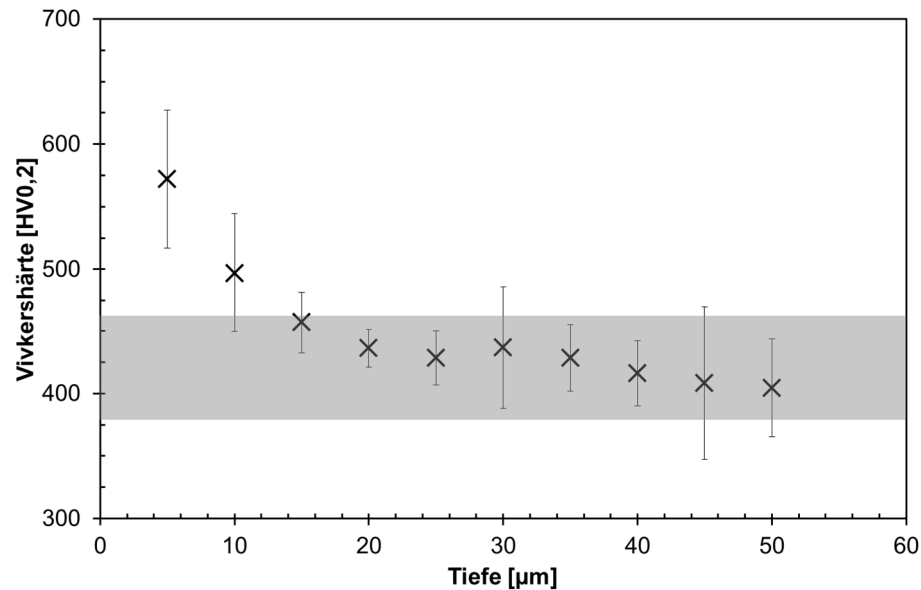


Abbildung 4-38: Härtetiefenverlauf von Probe 2 (Fräsen unter 0°) nach dem Fräsen

Anders als der Härtetiefenverlauf zeigt der Anteil an umgewandelten metastabilen Austenit einen deutlichen Unterschied zwischen den einzelnen Fräseparametern (Tabelle 4-3).

Der ungefräste Zustand weist einen Anteil an metastabilem Austenit von 42 % auf. Nach dem Fräsen ist bei allen Proben eine Abnahme des Anteils an metastabilem Austenit zu beobachten, so dass die Martensitbildung mit diesen Fräseparametern nicht komplett unterdrückt werden kann. Die Menge an gebildeten Martensit reicht dabei von 13-31 %. Hierbei zeigt die Probe 2, welche unter 0° gefräst wurde den höchsten Anteil an gebildeten Martensit (31 %). Deutlich erkennbar ist dies in der Abnahme der Intensität des (111) Austenitreflexes. In Probe 2 ist dieser nach dem Fräsen kaum noch erkennbar (Abbildung 4-39 links). Wohingegen in Probe 5 Austenit (111) und Ferrit (100) deutlich unterscheidbar bleiben (Abbildung 4-39 rechts).

Somit kann die Martensitbildung beim Fräsen nicht unterdrückt werden. Die Martensitbildung reicht bei allen Proben allerdings nur bis zu einem Bereich von 15 µm in die Tiefe.

Tabelle 4-3: Austenitgehalte der Proben vor und nach dem Fräsen. Fräsparameter siehe Tabelle 3-2

Probe	Austenitgehalt [%]	Martensitgehalt [%]
ungefräst	42	0
1	20	22
2	11	31
3	28	14
4	28	14
5	29	13

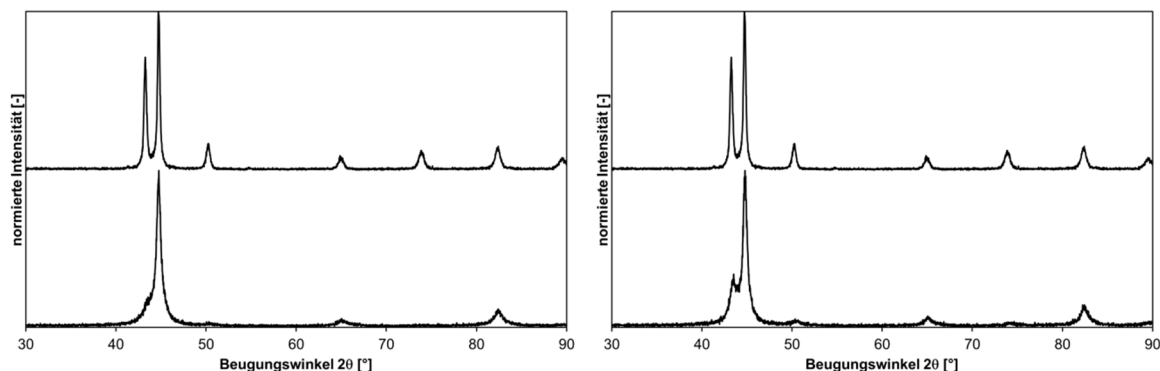


Abbildung 4-39: Diffraktogramme der Proben 2 (links unten) und 5 (rechts unten) nach dem Fräsen. Als Referenz ist jeweils unten das Diffraktogramm nach der Wärmebehandlung abgebildet

#### 4.8 Hämmern von ADI

Gemäß den Anforderungen an ein ADI-Werkzeug (2.6) wurden für die Hämmerversuche Wärmebehandlungszustände erzeugt, welche einen möglichst hohen Anteil an metastabilem Austenit haben. Bei diesen Wärmebehandlungszuständen wird der metastabile Austenit bei Verformung, durch das Hämmern in harten Martensit umgewandelt. Weiterhin wurde ein geringer (K1) sowie ein hoher Kohlenstoffgehalt (K2) im metastabilen Austenit eingestellt um den Einfluss dieses Parameters zu untersuchen. Um nachzuweisen, dass ein möglichst hoher Anteil an metastabilem Austenit für die Hämmerbearbeitung zielführend ist, wurde zusätzlich eine Probe so wärmebehandelt, dass dieser Zustand einen geringen Anteil an metastabilem Austenit mit hohem Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit (hohe Stabilität) aufweist (K3).

Die Wärmebehandlungsparameter waren wie folgt:

K1  $T_{\gamma} = 1020\text{ °C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

( $X_{\gamma} = 48\text{ \%}$   $C_{\gamma} = 2,04\text{ gew. \%}$ )

K2:  $T_{\gamma} = 1020\text{ °C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

( $X_{\gamma} = 63\text{ \%}$   $C_{\gamma} = 1,79\text{ gew. \%}$ )

K3:  $T_{\gamma} = 875\text{ °C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

( $X_{\gamma} = 20\text{ \%}$   $C_{\gamma} = 1,99\text{ gew. \%}$ )

Da bei allen gefrästen Proben die Aufhärtung durch das Fräsen nur bis zu einem Bereich von  $15\text{ }\mu\text{m}$  in die Tiefe hineinreicht, wurden die wärmebehandelten Proben vor der Hämmerbearbeitung gefräst. Ein Fräsprozess vor der Wärmebehandlung hätte eine rein austenitisch-ferritische Matrix zur Folge. Dies ist in der industriellen Fertigung jedoch kaum zu realisieren, da die ADI-Wärmebehandlung zu einer Änderung der Probengeometrie führen kann [116] und dadurch eine Nachbearbeitung durch Fräsen nicht ausgeschlossen werden kann. Auch in Fällen in denen Reparaturen am Werkzeug erfolgen müssen, kann ein späterer Fräsprozess nicht ausgeschlossen werden. Weiterhin kann nicht bei allen Fräsmaschinen eine Anpassung der Fräsparameter hinsichtlich einer Reduzierung des Martensitgehaltes vorgenommen werden. Um diesen Fall darzustellen, wurden alle Proben mit den Parametern gefräst die zu einem hohen Anteil an gebildeten Martensit führen (Probe 2 aus Tabelle 4-3).

Das Hämmern wurde mit den in 3.5 dargestellten Parametern durchgeführt. Die Parameter Bahnabstand und Auftreffwinkel wurden dabei so gewählt, dass die Einglättung und Aufhärtung mit den Ergebnissen aus [9, 83, 11], dem Hämmern von EN-JS2070, vergleichbar sind. Zusätzlich dazu wurde der Hub maximiert um eine möglichst hohe Auftreffgeschwindigkeit und damit hohen Energieeintrag zu gewährleisten. Verwendet wurden außerdem unterschiedliche Kopfdurchmesser von 6 mm und 20 mm um verschiedene Kontaktspannungen zu realisieren. Diese sind für den 6 mm Kopfdurchmesser mehr als doppelt so hoch wie für den Hammerkopfdurchmesser von 20 mm [117].

#### 4.8.1 Einglättung der Frässtruktur

Alle wärmebehandelten Proben zeigen die annähernd gleiche Ausgangsrauheit. Die mittlere Rauheit  $R_a$  ist nach dem Fräsen  $2,99\text{ }\mu\text{m}$  und die gemittelte Rautiefe  $R_z$  beträgt  $13,08\text{ }\mu\text{m}$  (Abbildung 4-40).

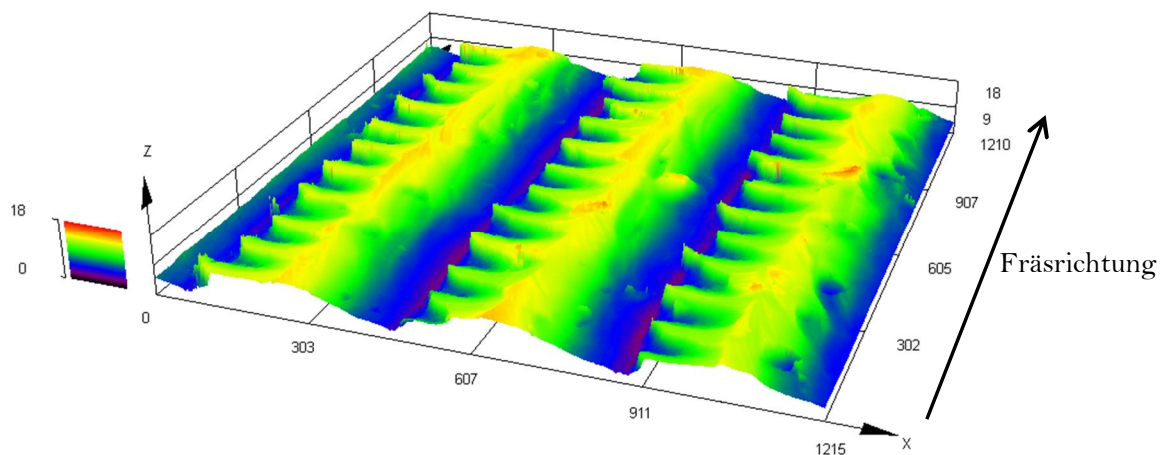


Abbildung 4-40: Lasermikroskopische Aufnahme einer gefrästen Probe.  $T_\gamma = 875\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Das Maschinelle Oberflächenhämmern wurde senkrecht zur Fräsrichtung durchgeführt. Nach Hämmern ist bei allen Proben eine Einglättung gegenüber dem gefrästen Zustand erkennbar. Dies gilt sowohl für die mittlere Rauheit  $R_a$  als auch für die gemittelte Rautiefe  $R_z$  (Abbildung 4-41 - 6 mm Kugeldurchmesser - und Abbildung 4-45 - 20 mm Kugeldurchmesser -).

Bei allen ADI Proben konnte eine höhere Einglättung erzielt werden als beim Hämmern von EN-JS2070 ohne Wärmebehandlung ( $R_a = 0,62\text{ }\mu\text{m}$ ,  $R_z = 4,78$ ). Die Ausgangsrauheit beim ADI Zustand ist jedoch, trotz gleicher Fräsbedingungen, geringer als bei dem ohne Wärmebehandlung.

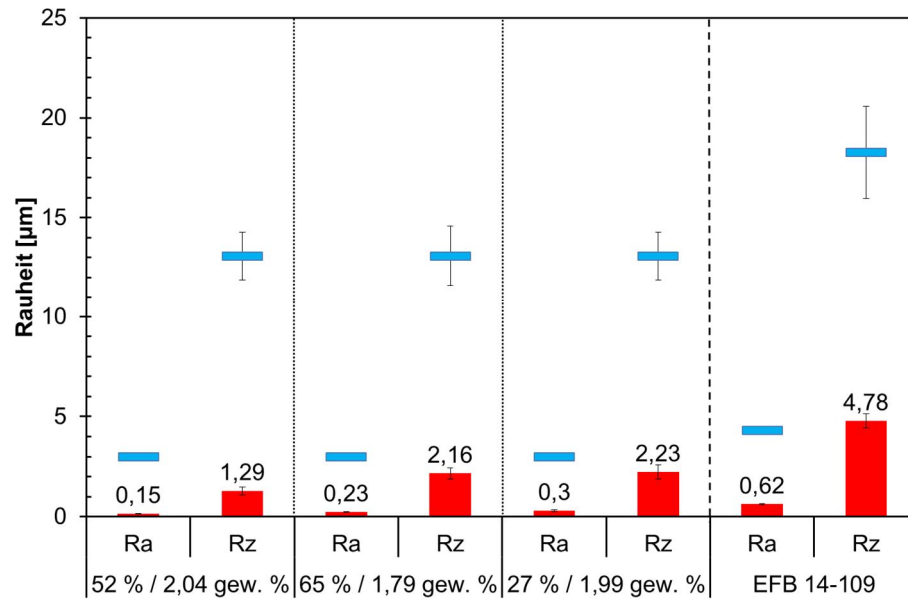


Abbildung 4-41:  $R_a$  und  $R_z$  vor (blau) und nach (rot) dem Hämmern mit einem Hammerkopfdurchmesser von 6 mm. Vergleich mit den besten Rauheitswerten des Anlieferungszustands nach dem Hämmern (ohne ADI-Wärmebehandlung) [11].

Bei Probe K1 kann unter Verwendung eines Hammerkopfdurchmessers von 6 mm eine mittlere Rauheit  $R_a$  von 0,15 µm erzielt werden.  $R_z$  reduziert sich auf 1,29 µm. Die Fräsriefen sind nicht mehr sichtbar (Abbildung 4-42). Zu erkennen sind allerdings die Kugelabdrücke des Hammerkopfes. Diese befinden sich in einem Abstand von 180 µm zueinander. Diese Probe besitzt einen Austenitgehalt von 52 % und einen Kohlenstoffgehalt im Austenit von 2,04 gew. %. Die Grundhärte liegt bei 347 HBW.

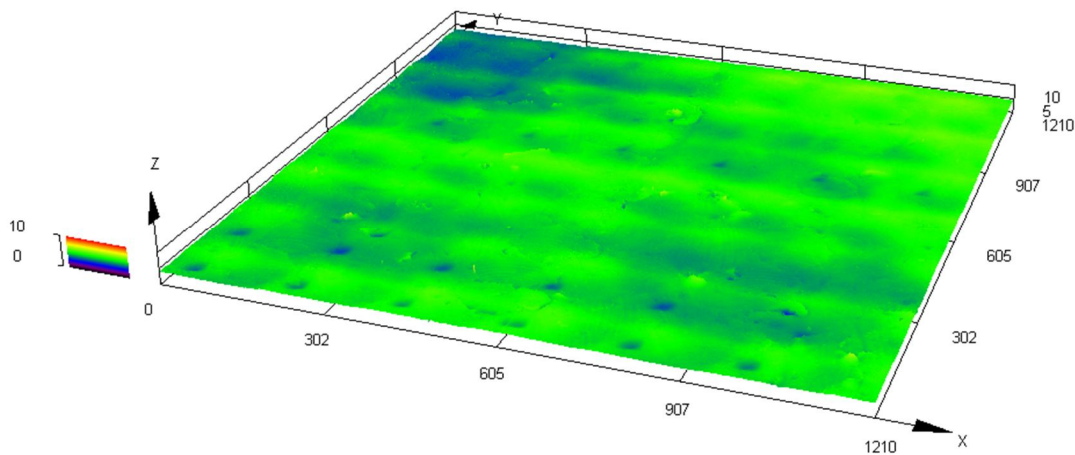


Abbildung 4-42: Topografie der Probe K1 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 6 mm.  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Die geringste Einglättung ist bei Probe K3 zu beobachten. Diese besitzt den geringsten Austenitgehalt von 27 % und einen hohen Kohlenstoffgehalt im Austenit von 1,99 gew. %. Die Fräsriefen konnten bei dieser Probe nicht eingelättet werden und es sind Schädigungen der Oberfläche erkennbar (Abbildung 4-43).

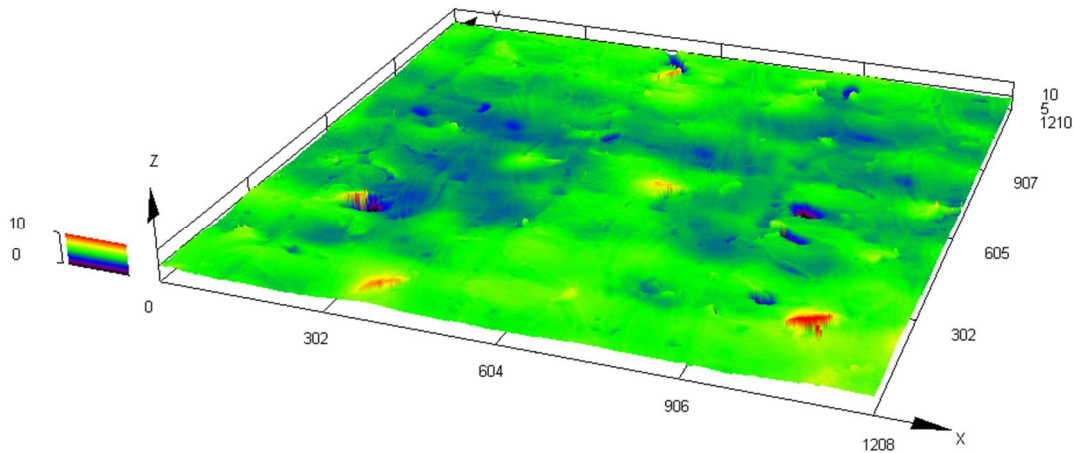


Abbildung 4-43: Topografie der Probe K3 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 6 mm.  $T_\gamma = 875\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Die Einglättung von Probe K2 ( $X_\gamma = 65\text{ %}$ ;  $C_\gamma = 1,79\text{ gew. \%}$ ) ist hinsichtlich der gemittelten Rautiefe  $R_z$  von  $2,16\text{ }\mu\text{m}$  vergleichbar hoch wie die von Probe K3 mit  $R_z = 2,23\text{ }\mu\text{m}$ . Auch auf Probe K2 ebenfalls Hammerkopfabdrücke zu erkennen (Abbildung 4-44). Die mittlere Rauheit  $R_a$  ist mit  $0,23\text{ }\mu\text{m}$  höher als die von Probe K1 mit  $0,15\text{ }\mu\text{m}$ . Die Änderung der mittleren Rauheit  $R_a$  zum gefrästen Zustand beträgt in diesen Proben 92 % und 95 %.

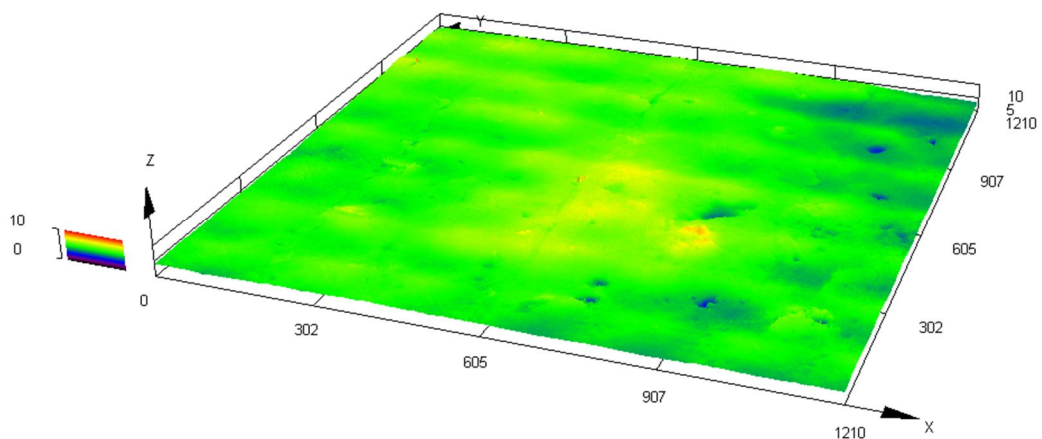


Abbildung 4-44: Topografie der Probe K2 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 6 mm.  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

Bei Verwendung eines größeren Hammerkopfes von 20 mm und einer damit einhergehenden geringen Kontaktspannung ist eine andere Verteilung der Einglättung zu erkennen (Abbildung 4-45). So bleibt die Einglättung von Probe K2 vergleichbar mit der bei Hämmern mit einem 6 mm Hammerkopf wohingegen die Proben K1 und K3 eine deutlich geringere Einglättung aufweisen.

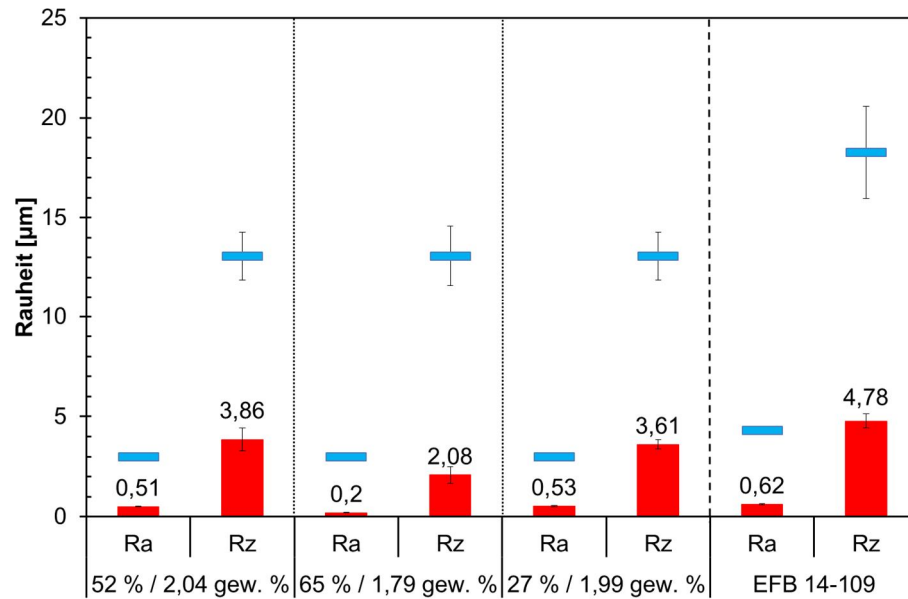


Abbildung 4-45:  $R_a$  und  $R_z$  vor (blau) und nach dem Hämmern (rot) mit einem Hammerkopfdurchmesser von 20 mm. Vergleich mit den besten Rauheitswerten nach dem Hämmern des Anlieferungszustands (ohne ADI-Wärmebehandlung) [11]

Unter Verwendung eines Kopfdurchmessers von 20 mm sind auf der Oberfläche von K2 (Abbildung 4-46) nur noch geringe Spuren der Fräsriefen zu erkennen. Anders sieht es bei Probe K1 (Abbildung 4-46) und K3 (Abbildung 4-48) aus. Bei diesen ist die Streckgrenze zu hoch als dass die Fräsriefen komplett eingeglättet werden konnten. Allein die Rauheitsberge (vgl. Abbildung 4-40) sind nicht mehr erkennbar.

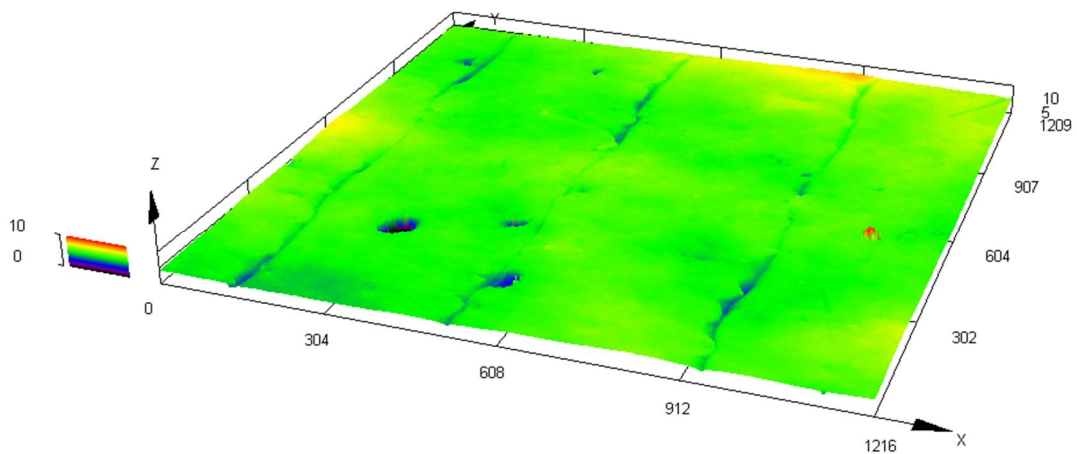


Abbildung 4-46: Topografie der Probe K2 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm.  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$



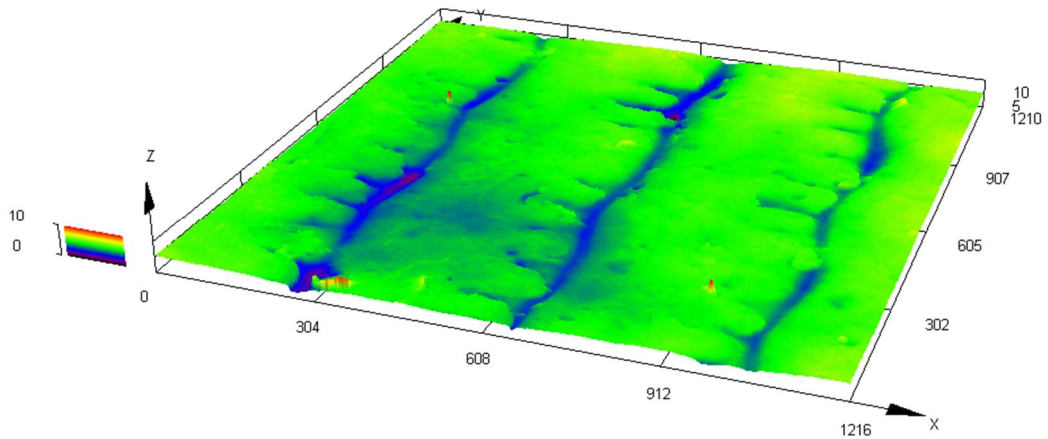


Abbildung 4-47: Topografie der Probe K1 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm.  $T_\gamma = 1020\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

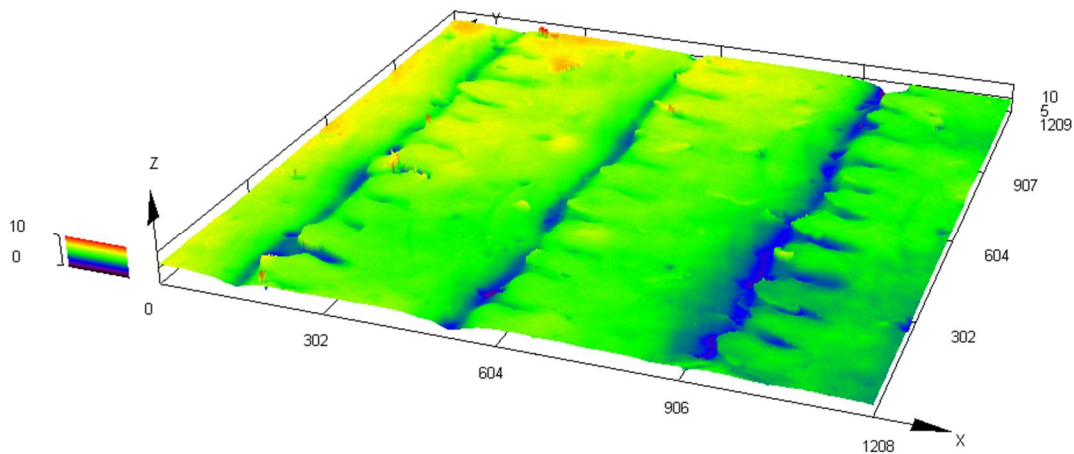


Abbildung 4-48: Topografie der Probe K3 nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm.  $T_\gamma = 875\text{ °C}$ ;  $t_\gamma = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

## 4.8.2 Aufhärtung durch Hämmern

Die Grundhärte des Werkstoffs EN-JS2070 beträgt vor der ADI-Wärmebehandlung 247 HBW. Durch die ADI Wärmebehandlung kann die Härte deutlich gesteigert werden (Abbildung 4-49). Die Härtewerte der Proben K1 und K2 sind dabei nahezu identisch mit 347 HBW und 346 HBW. K3 zeigt auf Grund der geringen Austenitkorngröße von  $31\text{ }\mu\text{m}$  und der hohen Ferritnadeldichte durch die niedrige Ausferritisierungstemperatur von  $300\text{ °C}$  eine Härte von 413 HBW. Keiner der Wärmbehandlungszustände zeigt nach dem Hämmern metastabilen Austenit an der Oberfläche.

Durch hohe Kontaktspannungen (6 mm Kopfdurchmesser) können die größten Härtesteigerungen in den Proben K1 und K2 erzielt werden. So steigt die Oberflächenhärte in diesen Proben auf 419 HBW bzw. 412 HBW. Anders als in den Proben K1 und K2 fällt die Härte in Probe K3 nach dem Hämmern von 413 HBW auf 396 HBW. Bei dieser Probe war unter den gleichen Hämmerparametern bereits eine Oberflächenschädigung zu beobachten (4.8.1).

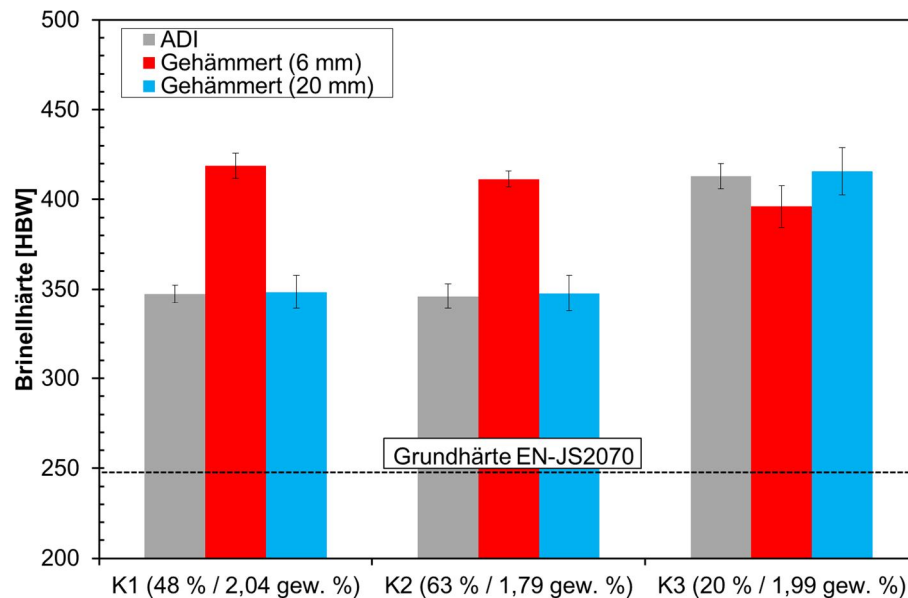


Abbildung 4-49: Oberflächenhärte der Proben K1, K2 und K3 vor und nach dem Oberflächenhämmern mit einem Hammerkopfdurchmesser von 6 mm und 20 mm.

Anders verhält sich die Oberflächenhärte nach dem Hämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm. Die Oberflächenhärte von K1 und K2 kann dabei nur geringfügig von 347 HBW auf 348 HBW bzw. von 346 HBW auf 348 HBW erhöht werden. Das deutet darauf hin, dass keine Martensitbildung stattgefunden hat. Aufgrund des geringen Maßes an Kaltverfestigung ist kein Härteunterschied zwischen beiden Zuständen erkennbar. Auch K3 zeigt nur eine geringe Härtesteigerung auf 416 HBW.

### Mehrmaliges Hämmern / Aufhärtung durch reine Martensitbildung

Zusätzlich zu den oben beschriebenen Hämmerversuchen wurden Versuche durchgeführt, bei denen fünfmal über die Oberfläche gehämmert wurde. Ziel war es hier herauszufinden, in wie weit dieses mehrmalige Hämmern Auswirkungen auf die Menge an erzeugten Martensit hat und in wie weit die Oberflächenhärte dadurch weiter gesteigert werden kann. Die Hammerparameter wurden dabei so gewählt, dass eine moderate Werkstoffbelastung vorherrscht (geringe Hammerfrequenz, geringer Hub), und nicht der gesamte metastabile Austenit und Martensit umgewandelt wird.

In einem weiteren Versuch wurde eine ungehämmerte Probe in flüssigen Stickstoff getaucht und dort für fünf Minuten gekühlt. Da der Werkstoff nicht verformt wird, ist die Härtesteigerung, die mit der Unterkühlung einhergeht allein auf die Martensitbildung zurückzuführen. Durch das Fehlen externen Spannungen kann weder spannungs- noch dehnungsinduziert Martensit erzeugt werden und es entsteht allein thermisch induzierter Martensit.

Es kann gezeigt werden, dass durch die Unterkühlung in flüssigem Stickstoff der Austenitgehalt von 42 % auf 30 % sinkt (Abbildung 4-50). Die Härte steigt gleichzeitig von 318 HBW auf 367 HBW. Unter der Annahme eines linearen Härteanstiegs mit dem Martensitgehalt führt ein Prozent an gebildeter Martensit zu einer Härtesteigerung von rund 4 HBW.

Das einmalige Hämmern führt fast zu einer identischen Menge an erzeugtem Martensit, wie in den unterkühlten Proben. So werden durch das Hämmern 11 % Martensit erzeugt. Damit einhergehend ist ein Härteanstieg um 74 HBW auf 392 HBW zu beobachten. Da hier nahezu die gleiche Menge an Martensit erzeugt wurde, kann der Differenzhärteanstieg von 25 HBW auf die Kaltverformung zurückgeführt werden.

Wird der Werkstoff insgesamt fünfmal gehämmert, so wird eine Härte von 423 HBW beobachtet und es wird insgesamt 18 % Martensit gebildet. Wird von der Annahme Gebrauch gemacht, dass ein Prozent Martensit zu einem Härteanstieg von 4 HBW führt, müssten somit 72 HBW durch die Martensitbildung erreicht worden sein. Somit verbleiben 33 HBW für die Kaltverformung ( $423 \text{ HBW} - 108 \text{ HBW} - 318 \text{ HBW}$ ). Der Härteanstieg durch Kaltverformung ist etwas höher als nach dem einmaligen Hämmern. Somit kann davon ausgegangen werden, dass mehrmaliges Hämmern zu weiterer Kaltverformung im Material führt und die Menge an erzeugtem Martensit steigt. Hinsichtlich der Einglättung ist weder eine Verbesserung noch Verschlechterung erkennbar. Es ist hierbei zu beachten, dass die Ausgangsoberfläche poliert wurde ( $1\mu\text{m}$  Diamantsuspension) und dadurch bereits annähernd glatt war.

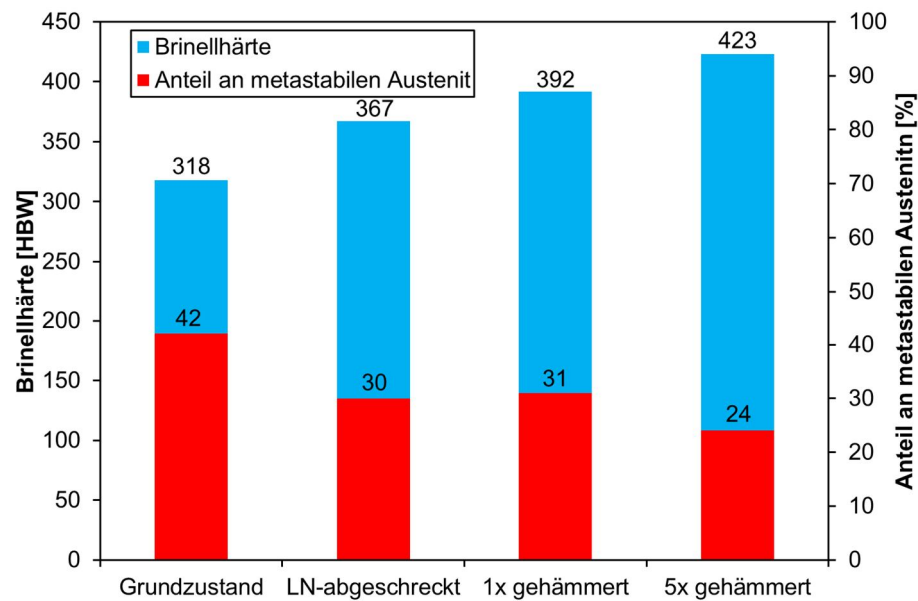


Abbildung 4-50: Brinellhärte und Anteil an metastabilem Austenit bei verschiedenen Oberflächenbehandlungen.  $T_{\gamma} = 920 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $t_{\gamma} = 240 \text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180 \text{ min}$

Ein mehrmaliges Hämmern von ADI Proben kann somit zu einem weiteren Härteanstieg führen. Dieser ergibt sich, wie beim einmaligen Hämmern, aus einer Kombination von Martensitbildung und Kaltverfestigung.

Diese Unterscheidung konnte bei den anderen Hämmerversuchen nicht gemacht werden, da die Proben vor dem Hämmern bereits gefräst wurden und dadurch bereits eine martensitische Schicht entstanden ist.

---

## 5 Diskussion

---

### 5.1 Gefügeentwicklung mit den ADI-Wärmebehandlungsparametern

Wie in den Ergebnissen gezeigt, kann die Mikrostruktur von EN-JS2070 in den ADI-Zustand überführt werden. Der Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt können über die Wärmebehandlungsparameter angepasst werden. Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur zeigen den größten Einfluss auf das ADI-Gefüge. Im Prozessfenster spielen Austenitisierungsdauer und Ausferritisierungsdauer eine untergeordnete Rolle. Im Folgenden werden die Einflüsse der einzelnen Wärmebehandlungsparameter auf das ADI-Gefüge diskutiert und daraus eine Wärmebehandlung für das Maschinelle Oberflächenhämmern abgeleitet, um eine möglichst harte und glatte Oberfläche zu erzeugen.

#### 5.1.1 Einfluss der Austenitisierung auf das ADI Gefüge und die mechanischen Eigenschaften

Beim ersten Wärmebehandlungsschritt, dem **Austenitisieren**, können zwei wichtige mikrostrukturelle Parameter des ADI Gefüges eingestellt werden.

- Die Austenitkorngröße
- Der Kohlenstoffgehalt im Austenit

Die Austenitkorngröße bestimmt in Kombination mit der Ausferritisierungstemperatur, die Menge an metastabilen Austenit. Bei gleicher Ausferritisierungstemperatur steht die Austenitkorngröße in direktem Zusammenhang mit dem Anteil an metastabilem Austenit im ADI (Abbildung 5-1). Kornwachstum erfordert die Migration von Großwinkelkorngrenzen. Mit zunehmender Austenitisierungstemperatur nimmt der Diffusionskoeffizient exponentiell zu und die mittlere ehemalige Austenitkorngröße steigt. In dem untersuchten Werkstoff nimmt die Korngröße, bei einer Austenitisierungszeit von vier Stunden, von 31  $\mu\text{m}$  bei 875 °C auf 69  $\mu\text{m}$  bei 1020 °C zu. Gleichzeitig steigt der Anteil an metastabilem Austenit im ADI von 25 % auf 55 %.

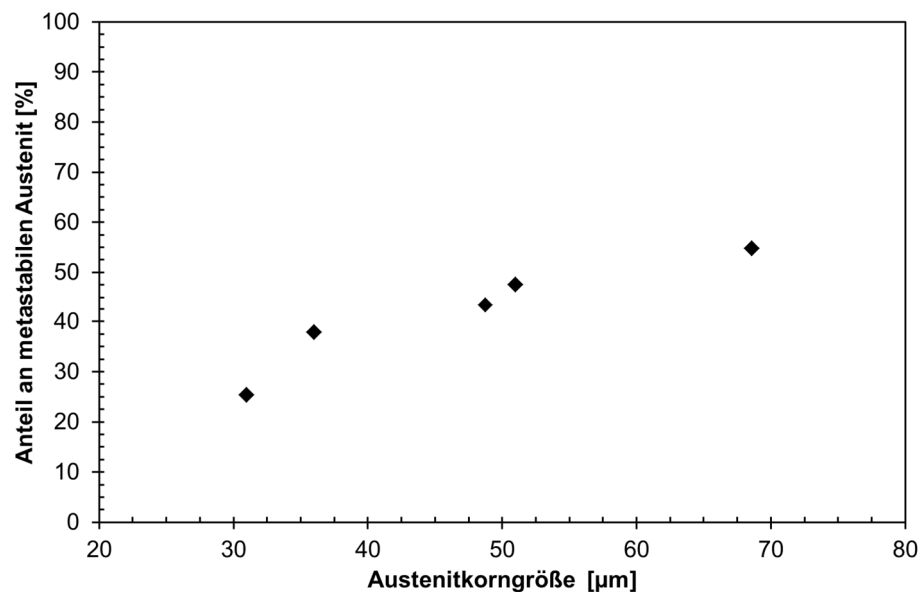


Abbildung 5-1: Anteil an metastabilem Austenit als Funktion der Austenitkorngröße. .  $t_f = 240$  ;  $T_{\text{aus}} = 350$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min.

Dieses Verhalten kann anschaulich an Abbildung 5-2 erläutert werden. Schematisch dargestellt sind zwei unterschiedliche Austenitkorngrößen. Während der Ausferritisierung dienen die Austenitkorngrößen, zusätzlich zu den Austenit/Graphit Grenzflächen, als Nukleationszentren für die Ferritnadeln. Damit sich Ferritkeime bilden können, ist eine Triebkraft erforderlich, die die Keimbildung möglich macht. Diese Triebkraft ergibt sich aus der Ausferritisierungstemperatur bzw. der Unterkühlung des Austenits. Bei gleicher Triebkraft, gleiche Ausferritisierungstemperatur  $T_{aus}$ , bilden sich bei größeren Austenitkörnern insgesamt weniger Nukleationszentren, da eine geringere Korngrenzfläche zur Verfügung steht. Dadurch bilden sich weniger Ferritnadeln und es bleibt mehr metastabiler Austenit übrig. Weiterhin sinkt die Grenzflächendichte (Ferrit/metastabiler Austenit). Aus diesem Grund sinkt die Größe der metastabilen Austenitbereiche mit sinkender Austenitisierungstemperatur  $T_\gamma$  (6  $\mu\text{m}$  bei  $T_\gamma = 1020^\circ\text{C}$  und 1  $\mu\text{m}$  bei  $875^\circ\text{C}$ ).

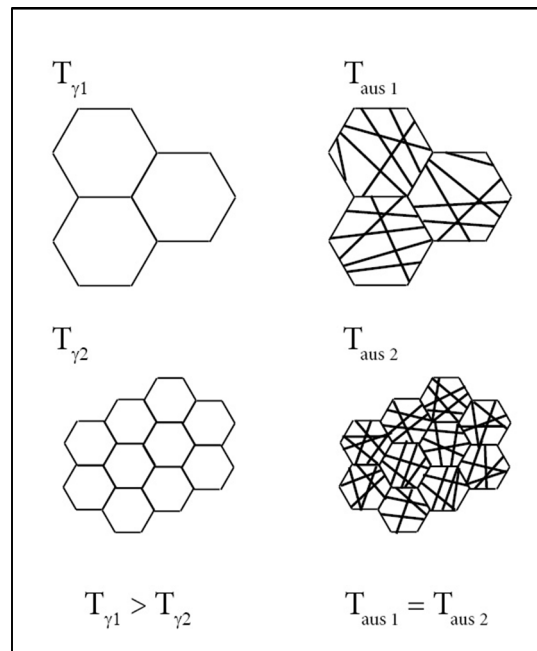


Abbildung 5-2: Schematischer Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf den Anteil an metastabilem Austenit und dessen Größe.

Da die ehemalige Austenitkorngröße entscheidend für den Anteil an metastabilem Austenit im ADI ist, wird im Folgenden die Aktivierungsenergie für die Migration von Großwinkelkorngrenzen im Austenit abgeschätzt. Wird diese Energie überschritten erfolgt Kornwachstum.

Es konnte gezeigt werden, dass bei  $920^\circ\text{C}$  auch nach vier Stunden kein signifikantes Kornwachstum stattfindet. Deshalb wird hier die Annahme getroffen, dass nach vier Stunden bei  $875^\circ\text{C}$  kein Unterschied zur Anfangskorngröße  $D_0$  vorliegt und die Anfangskorngröße somit  $31\ \mu\text{m}$  beträgt. Unter dieser Annahme kann die Aktivierungsenergie für die Migration von Großwinkelkorngrenzen  $Q$  für diesen Werkstoff abgeschätzt werden. Es wird folgender Ansatz von *Hodgson* [118] verwendet:

$$\frac{D^7 - D_0^7}{t} = k = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT_\gamma}\right) \quad (5-1)$$

$$\ln k = \ln A - \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T_\gamma} \quad (5-2)$$

$D$  ist hierbei die Korngröße bei der jeweiligen Austenitisierungstemperatur  $T_\gamma$  und –zeit  $t_\gamma$ .  $R$  ist die ideale Gaskonstante,  $A$  und  $k$  sind Konstanten.

Bei Auftragung von  $\ln k$  gegen  $1/T_\gamma$  (Abbildung 5-3) kann aus der Steigung  $m = -\frac{Q}{R} = 34385 \text{ K}$  die Aktivierungsenergie für die Migration von Großwinkelnkorngrenzen  $Q$  zu  $286 \text{ kJ/mol}$  berechnet werden. Dieser Wert stimmt mit Literaturwerten, die im Bereich von  $132 \text{ kJ/mol}$  bis  $914 \text{ kJ/mol}$  [119] liegen, überein.

Mit Hilfe der berechneten Aktivierungsenergie ist eine Vorhersage der Austenitkorngröße  $D$  für beliebige Austenitisierungstemperaturen  $T_\gamma$  und –dauern  $t_\gamma$  möglich:

$$D = \sqrt[7]{6,85 t \cdot \exp\left(-\frac{286 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}}{R \cdot T_\gamma}\right) + D_0^7}$$

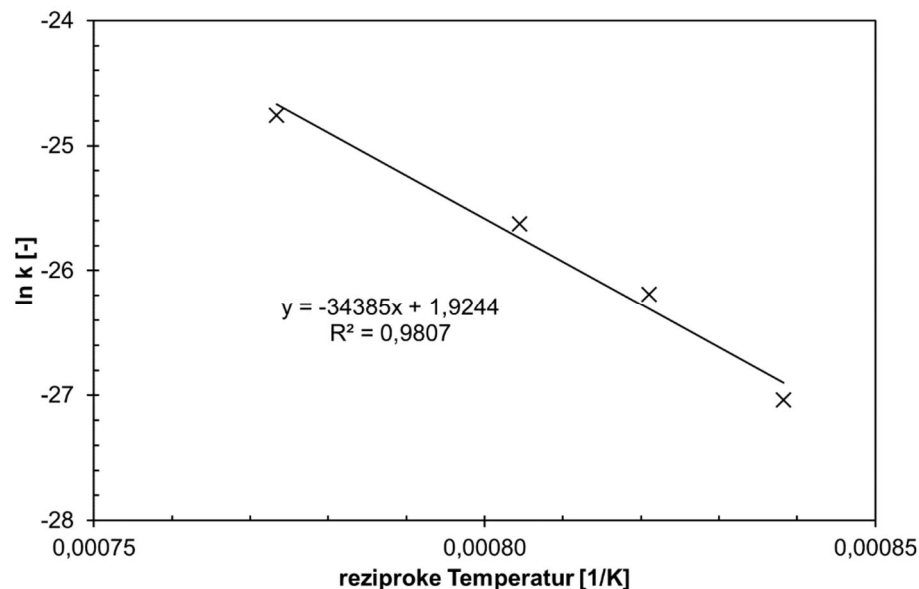


Abbildung 5-3: Auftragung von  $\ln k$  gegen  $1/T$  zur Ermittlung der Aktivierungsenergie für die Migration von Großwinkelnkorngrenzen

Da sich mit der Austenitisierungstemperatur der Anteil an metastabilem Austenit ändert, können mit der Austenitisierungstemperatur auch die mechanischen Eigenschaften des ADI variiert werden. Die Ergebnisse zeigen (4.4.1), dass die Brinellhärte mit zunehmendem Anteil an metastabilem Austenit (steigender Austenitisierungstemperatur) abnimmt (Abbildung 5-4).



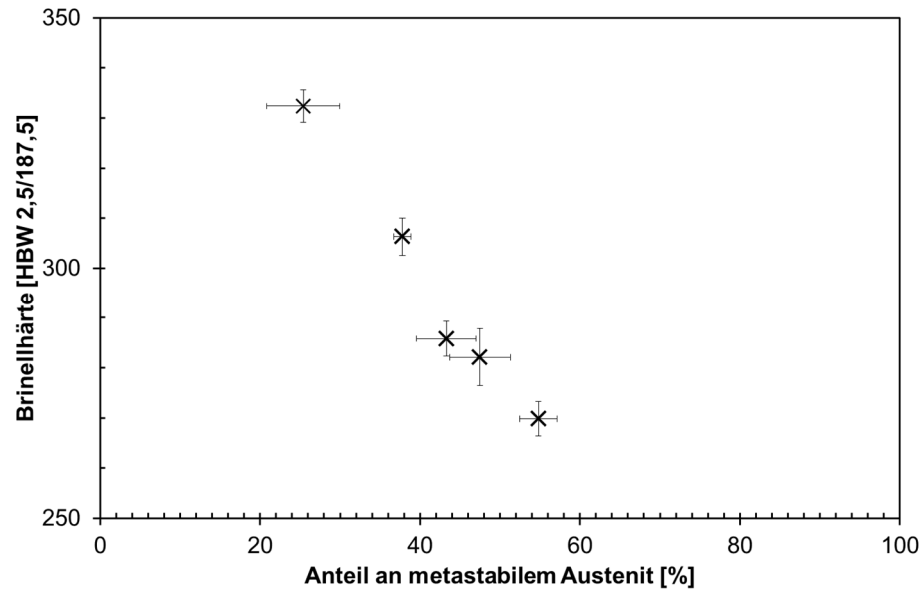


Abbildung 5-4: Abhängigkeit der Brinellhärte vom Anteil an metastabilem Austenit.  $T_\gamma = 875\text{-}1020\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_\gamma = 4\text{ h}$ ;  $T_{\text{aus}} = 350\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 90\text{ min}$

Dieses Verhalten kann anschaulich an Abbildung 5-2 gezeigt werden. Da die Grenzflächendichte von Ferrit zu metastabilem Austenit bei niedrigen Austenitisierungstemperaturen (kleineren Korngrößen) deutlich zunimmt, sinkt die mittlere Aufstaulänge der Versetzungen vor diesen Grenzflächen. Dies entspricht den mikrostrukturellen Vorgängen der Feinkornhärtung nach *Hall-Petch* [120]. Da die Härte eines Materials mit dessen Streckgrenze linear zusammenhängt [121], sollte auch die Härte eines Materials einer Hall-Petch Relation folgen. In diesem Material folgt die Brinellhärte als Funktion der mittleren Austenitkorngröße (Abbildung 5-5), bei einer Ausferritisierungstemperatur  $T_{\text{aus}}$  von  $350\text{ }^\circ\text{C}$ , einer Hall Petch Beziehung folgender Gleichung:

$$\text{Härte: } 141 + \frac{1031}{\sqrt{d_\gamma}} \text{ [HBW]} \quad (5-3)$$

$d_\gamma$  ist hierbei die mittlere Austenitkorngröße.

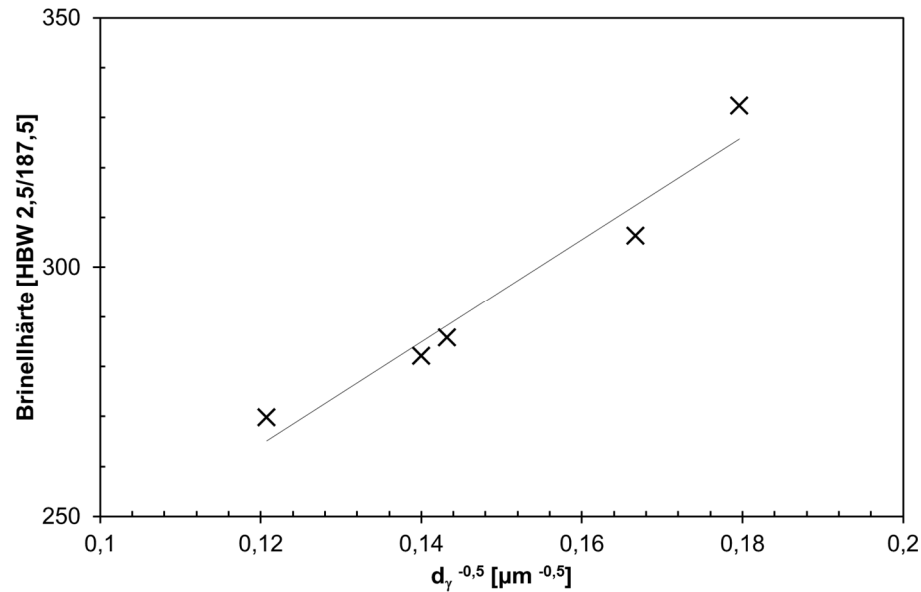


Abbildung 5-5: Hall-Petch Beziehung als Funktion der ehemaligen Austenitkörngröße.

Neben der ehemaligen Austenitkörngröße und dem daraus resultierenden Anteil an metastabilem Austenit  $X_{\gamma}$  ändert sich der Kohlenstoffgehalt  $C_{\gamma 0}$  im Austenit mit der Austenitisierungstemperatur.

Dieser kann zum einen nach durch die chemische Zusammensetzung (Siliziumgehalt) abgeschätzt werden, oder zum anderen nach Gleichung (2-6) durch den Anteil an metastabilem Austenit  $X_{\gamma}$  sowie dessen Kohlenstoffgehalt  $C_{\gamma}$ .

Im verwendeten Werkstoff EN-JS2070 liegt eine komplexe Zusammensetzung vor, so dass der Kohlenstoffgehalt nicht nach Gleichung (2-4) berechnet werden kann.

Nach Abbildung 5-6 steigt das Produkt aus  $C_{\gamma}$  und  $X_{\gamma}$  (Kohlenstoffgehalt im Austenit  $C_{\gamma 0}$ ) von 0,48 gew. % bei 875 °C auf 1,05 gew. % bei einer Austenitisierungstemperatur von 1020 °C und ist nahezu unabhängig von der Ausferritisierungstemperatur. Dadurch kann der Kohlenstoffgehalt im Austenit  $C_{\gamma 0}$  im betrachteten Parameterraum (von 875 °C bis 1020 °C) wie folgt linear angenähert werden:

$$C_{\gamma 0} = 3,7 \cdot 10^{-3} \frac{\text{gew.}\%}{\text{K}} \cdot T_{\gamma} - 3,73 \text{ gew.}\% \quad (5-4)$$

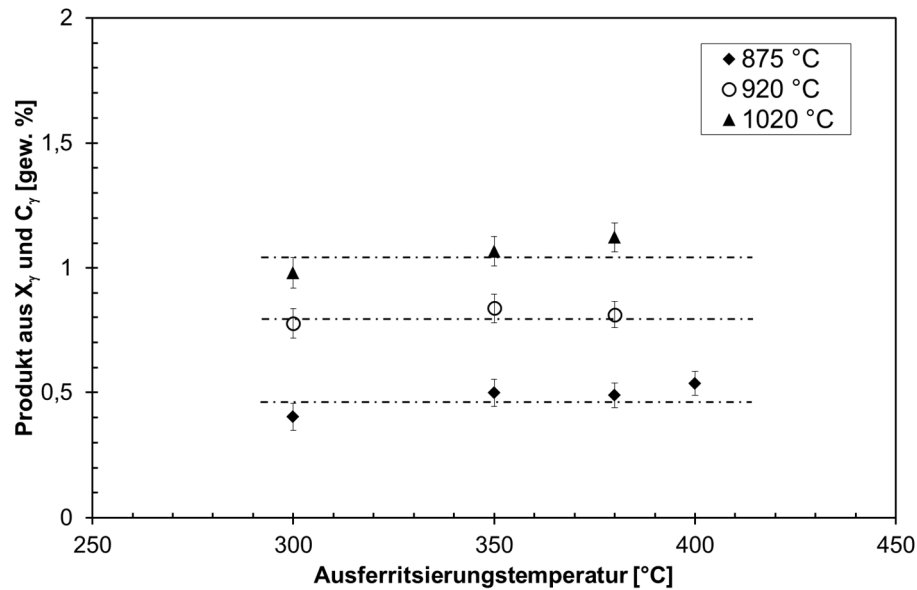


Abbildung 5-6: Berechnetes Produkt aus dem Anteil an metastabilem Austenit  $X_\gamma$  und dem Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit  $C_\gamma$  als Funktion der Ausferritisierungstemperatur.

Auf Basis der Ergebnisse aus der Entwicklung der Austenitkorngröße mit der Austenitisierungstemperatur und des Kohlenstoffgehalts im Austenit  $C_{\gamma_0}$  nach Gleichung (5-4) kann aufgezeigt werden, warum keine Stabilisierung des Austenits bei Austenitisierungstemperaturen  $> 875$  °C und Ausferritisierungstemperaturen von 400 °C möglich ist.

Zum einen liegt hier eine große Austenitkorngröße von bis zu 69  $\mu\text{m}$  ( $T_\gamma = 1020$  °C) vor. Zum anderen sinkt mit steigender Ausferritisierungstemperatur die Triebkraft für die Ferritnukleation sowie deren Wachstum. Beides zusammen (große Austenitkörner und geringe Triebkraft) führt dazu, dass sich nach der Austenitisierung bei hohen Temperaturen und der darauffolgenden Ausferritisierung bei hohen Temperaturen eine geringe Anzahl von Ferritnadeln bildet. Somit entstehen große austenitische Bereiche zwischen den Ferritnadeln. Der Kohlenstoff, gegeben durch  $C_\gamma$ , teilt sich bei der Ausferritisierung auf diese Austenitbereiche auf. Unter der vereinfachten Annahme eines linearen Wachstums des Austenitgehaltes  $X_\gamma$  mit der Austenitisierungstemperatur ergibt sich bei  $T_\gamma$  von 1020 °C eine theoretisch möglicher Austenitgehalt von 65,5 % ( $T_{\text{aus}} = 400$  °C). Der Kohlenstoffgehalt im Austenit  $C_{\gamma_0}$  beträgt bei dieser Austenitisierungstemperatur 1,05 gew. %. Nach Gleichung (2-6) ergibt das einen theoretischen Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit  $C_\gamma$  von 1,61 gew. %. Mit diesem Kohlenstoffgehalt ist keine Stabilisierung des Austenits bis auf Raumtemperatur möglich, da die Grenze für metastabilen Austenit bei etwa 1,7 gew. % liegt (2.5). Somit erfolgt bei Abkühlung aus dem Salzbad die Umwandlung von Austenit in Martensit. In EN-JS2070 kann also kein ADI bei  $T_\gamma > 875$  °C und Ausferritisierungstemperaturen von 400 °C erzeugt werden. Selbst bei längeren Austenitisierungszeiten ist keine Stabilisierung möglich.

Die Austenitisierungsdauer  $t_\gamma$  spielt im betrachteten Paramterraum von 1-4 h eine untergeordnete Rolle. Der Anteil der Graphitsphärolite bleibt konstant mit etwa 9 %. Bei einer Austenitisierungsdauer von 1h bei einer Austenitisierungstemperatur von 875 °C ist die Homogenisierung nicht abgeschlossen.

Da die Korngrenzdiffusion, die zum Kornwachstum führt, nicht allein eine Funktion der Temperatur sondern auch der Zeit ist, ist mit zunehmender Austenitisierungsdauer ein leichtes Kornwachstum erkennbar. Die Korngröße nimmt von 30  $\mu\text{m}$  auf 36  $\mu\text{m}$  ( $T_\gamma = 920$  °C) zu (Abbildung 4-14). Eine

große Austenitkorngröße führt, wie zuvor erwähnt, zu höheren Anteilen an metastabilem Austenit. Unter Berücksichtigung dieser Aspekte scheint im Sinne einer möglichst kurzen Wärmebehandlung die Verwendung einer Austenitisierungsdauer von vier Stunden sinnvoll.

### 5.1.2 Einfluss der Ausferritisierung auf das ADI Gefüge und die mechanischen Eigenschaften

Nach der Austenitisierung wird der Werkstoff ausferritisiert. Bei der **Ausferritisierung** können zwei wichtige Parameter für das ADI Gefüge eingestellt werden.

- Der Anteil an metastabilem Austenit
- Der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit

Mit sinkender Ausferritisierungstemperatur steigt die Triebkraft für die Ferritnukleation, d.h. es bilden sich mehr Ferritnadeln. Hierdurch entsteht bei einer niedrigen Ausferritisierungstemperatur ein sehr viel dichteres Netzwerk an Ferritnadeln als bei höheren Ausferritisierungstemperaturen (Abbildung 5-7). Das führt dazu, dass mit steigender Ausferritisierungstemperatur der Anteil an metastabilem Austenit gesteigert werden kann. Weitehin ändert sich die Verteilung der Ferritnadeln von fein, bei geringen  $T_{aus}$ , zu grob, bei hohen  $T_{aus}$ .

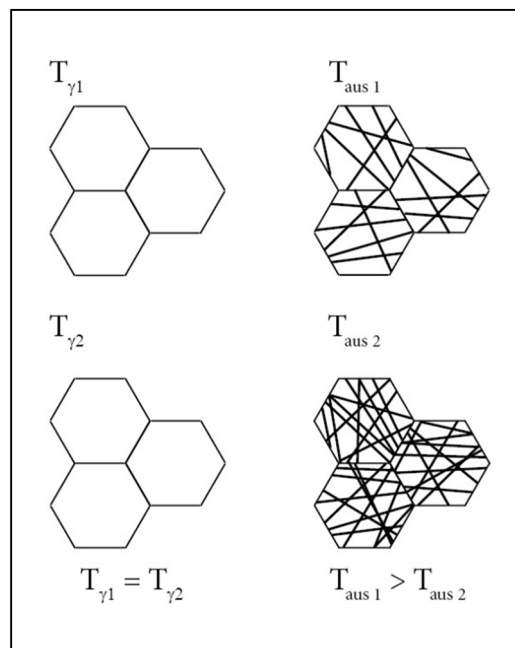


Abbildung 5-7: Schematischer Einfluss der Ausferritisierungstemperatur auf den Anteil an metastabilem Austenit und dessen Größe

Der abnehmende Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit mit zunehmender Ausferritisierungstemperatur konnte in den Experimenten nachgewiesen werden (Abbildung 4-17). Der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit konnte im Bereich von etwa 1,77 gew. % bis auf 2,04 gew. % variiert werden (Abbildung 4-17). Der Kohlenstoffgehalt im metastabilem Austenit ergibt sich aus dem Phasendiagramm (Abbildung 2-17) als Kombination des Kohlenstoffgehalts im Austenit  $C_{\gamma 0}$ , beim Austenitisieren, und dem Anteil an metastabilem Austenit im ADI nach Gleichung (2-6).

Die mechanischen Eigenschaften (Härte, Fließspannung) sind sowohl durch den Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit, als auch durch den Anteil an metastabilem Austenit bestimmt. Mit höheren Kohlenstoffgehalten im metastabilen Austenit ist dieser zum einen stabiler gegen die Transformation in Martensit und zum anderen ist dessen Härte, durch die höhere Menge an gelösten Kohlenstoff, höher. Der Austenitgehalt wiederum bestimmt (wie in Abbildung 5-6 und Abbildung 5-7 gezeigt) die Grenzflächendichte. Je höher der Austenitgehalt, desto niedriger die Grenzflächendichte und desto geringer der Widerstand gegen plastische Verformung (Hall-Petch).

Ein hoher Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit wird durch niedrige Ausferritisierungsdauern erreicht. Gleichzeitig ist der Anteil an metastabilem Austenit gering. Beides zusammen sorgt dafür, dass hohe Härten von ca. 410 HBW (Austenitisierungstemperatur 920 °C) und eine hohe Streckgrenzen von fast 1000 MPa erreicht werden.

### 5.1.3 ADI-Gefügeeinstellung für das Maschinelle Oberflächenhämmern

Es konnte gezeigt werden, dass der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit  $C_\gamma$  nahezu unabhängig von der Austenitisierungstemperatur ist (Abbildung 4-17). Basierend auf den gezeigten Ergebnissen kann der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit als Funktion der Ausferritisierungstemperatur durch folgendes Polynom 2. Grades berechnet werden:

$$C_\gamma = -5 \cdot 10^{-5} T_{aus}^2 + 2,877 \cdot 10^{-2} T_{aus} - 2,40121 \quad (5-5)$$

Die Gleichung gilt für eine konstante Austenitisierungsdauer von 4 Stunden und einer konstanten Ausferritisierungsdauer von 3 Stunden. Das Bestimmtheitsmaß ( $R^2$ ) beträgt 0,99436.

Abgeleitet von den Ergebnissen aus Abbildung 4-16 kann der Anteil an metastabilem Austenit als Funktion von der Austenitisierungstemperatur und der Ausferritisierungstemperatur bei konstanter Austenitisierungs- (4 h) und Ausferritisierungsdauer (3 h) durch ein zweidimensionales Polynom folgender Form beschrieben werden; siehe auch Tabelle 5-1:

$$X_\gamma [\%] = z_0 + a T_\gamma + b T_{aus} + c T_\gamma^2 + d T_{aus}^2 + f T_\gamma T_{aus} \quad (5-6)$$

Das Bestimmtheitsmaß ( $R^2$ ) beträgt 0,98435.

Tabelle 5-1: Konstante Parameter für Gleichung 5-6 zur Beschreibung des Anteils an metastabilem Austenit im ADI als Funktion von Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur

$z_0$	$a$	$b$	$c$	$d$	$f$
-1267,80842	2,85555	-0,94032	$-1,5 \cdot 10^{-3}$	$7,66965 \cdot 10^{-4}$	$5,82293 \cdot 10^{-4}$

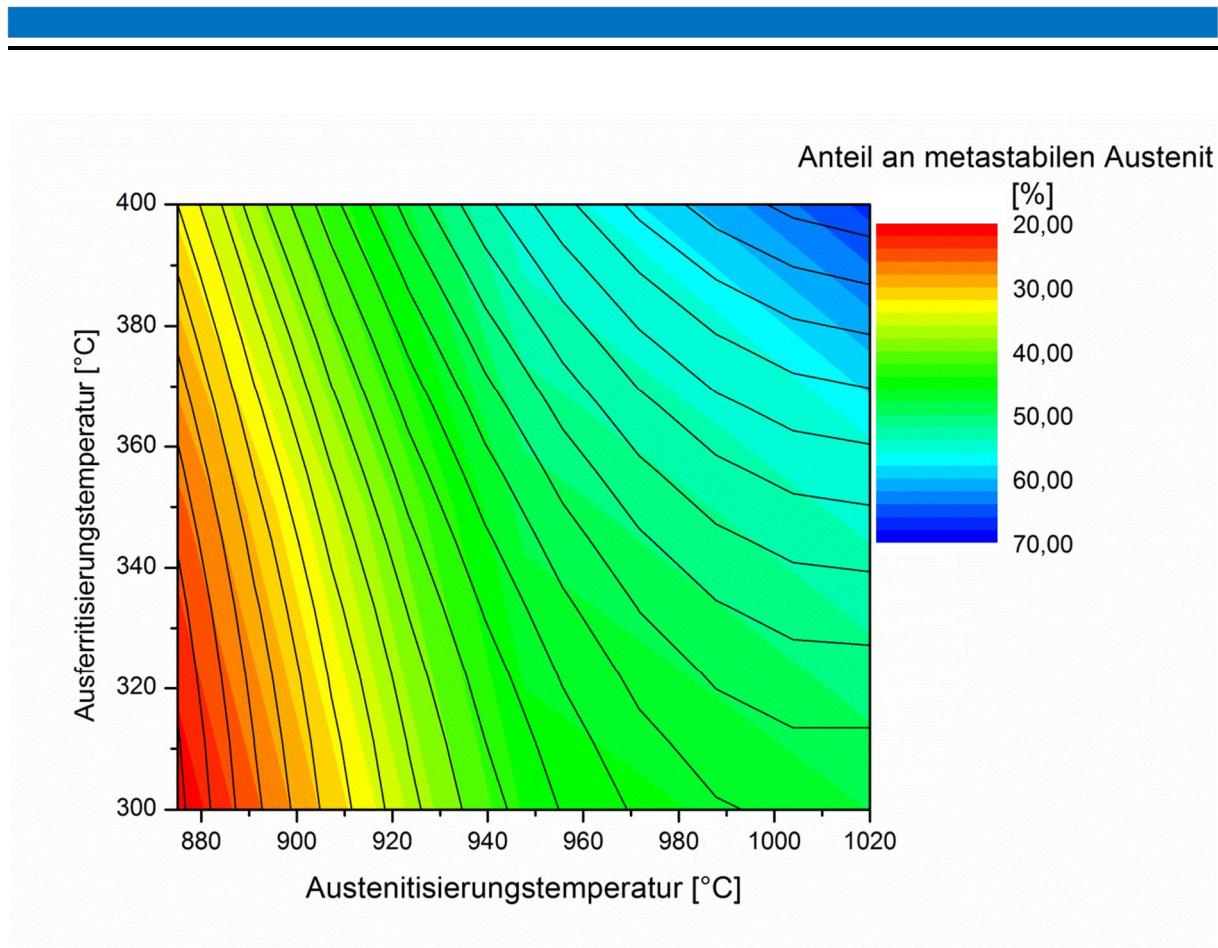


Abbildung 5-8: Anteil an metastabilem Austenit als Funktion der Austenitisierungstemperatur und der Ausferritisierungstemperatur bei konstanter Austenitisierungs- (4h) und Ausferritisierungsdauer (3h).

Durch Gleichung 5-5 und Gleichung 5-6 ist eine genaue Gefügeeinstellung möglich. Es kann zuerst ein gewünschter Kohlenstoffgehalt im Austenit ausgewählt werden. Damit ist die Ausferritisierungstemperatur vorgegeben. Als nächstes kann ein der Austenitgehalt durch die Austenitisierungstemperatur angepasst werden.

Im Hinblick auf das Maschinelle Oberflächenhämmern von ADI, kann aus diesen Ergebnissen die optimale Wärmebehandlung bzw. Mikrostruktur abgeleitet werden. Voraussetzungen für ein gutes Ergebnis, glatte und harte Oberfläche, nach dem Hämmern sind:

- Die Oberfläche sollte vor dem Hämmern möglichst weich und duktil sein, damit die Fräsriefen eingeglättet werden können
- Nach dem Hämmern sollte die Oberfläche möglichst hart sein, damit die Oberfläche einen hohen Widerstand gegen abrasiven Verschleiß bietet

Ein weiches Grundmaterial, welches sich gut einglätten lässt, kann durch eine Wärmebehandlung erzeugt werden, bei der ein hoher Anteil an metastabilem Austenit mit niedrigem Kohlenstoffgehalt entsteht. Damit ergeben sich folgende Handlungsrichtlinien:

- Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur möglichst hoch

Eine weitere Möglichkeit eine harte Oberfläche nach dem Hämmern zu erreichen, ist einen hohen Austenitgehalt mit einem hohen Kohlenstoffgehalt einzustellen. Dadurch entsteht nach dem Hämmern eine große Menge an Martensit, dessen Verzerrung sehr groß ist. Ein hoher Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit wird durch eine niedrige Ausferritisierungstemperatur erreicht. Dabei ergibt sich ein Zielkonflikt, da bei Ausferritisierungstemperaturen die zu einem hohen Austenitgehalt führen, gleichzeitig ein niedriger Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit



entsteht. Tabelle 5-2 fasst den Einfluss der Wärmebehandlungsparameter auf die ADI-Mikrostruktur zusammen.

Um eine möglichst harte Oberfläche zu erzeugen sind daher zwei Wärmebehandlungen möglich:

- Austenitisierungstemperatur hoch und Ausferritisierungstemperatur niedrig
- Austenitisierungstemperatur hoch und Ausferritisierungstemperatur hoch

Tabelle 5-2: Schematischer Verlauf des Kohlenstoffgehalts im metastabilen Austenit und dessen Anteil in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur.

Austenitisierungstemperatur	C-Gehalt im metastabilen Austenit	Anteil an metastabilem Austenit
↑	-	↑ ↑
↓	-	↓ ↓
Ausferritisierungstemperatur		
↑	↓	↑
↓	↑	↓

Aus diesem Grund sind folgende Wärmebehandlungen für das Oberflächenhämmern von EN-JS2070 vielversprechend:

- $T_{\gamma} = 1020\text{ °C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 380\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$
- $T_{\gamma} = 1020\text{ °C}$ ;  $t_{\gamma} = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ °C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

## 5.2 Energiebetrachtung der Austenit/Martensit Umwandlung

Wie in 5.1 beschrieben, konnten die wesentlichen Wärmebehandlungsparameter in EN-JS2070 auf die Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur reduziert werden, insofern die Handlungsrichtlinien hinsichtlich der Zeit eingehalten werden. So konnte gezeigt werden, dass allein durch Variation von Ausferritisierungstemperatur der Kohlenstoffgehalt im Austenit angepasst werden kann, so dass die Martensitstarttemperatur  $M_s$  in einem Temperaturbereich von  $-10\text{ °C}$  bis  $-50\text{ °C}$  variiert werden kann.

Aus diesen Daten kann die Energiedichte berechnet werden, welche nötig ist um den Martensit thermisch zu erzeugen:

$$E_{\text{therm}} = c_p \cdot \Delta T = c_p \cdot (T_{\text{Ref}} - M_s) \quad (5-7)$$

Unter Zuhilfenahme der Dichte von Gusseisen mit  $7,2\text{ g/cm}^3$ , der Referenztemperatur  $T_{\text{Ref}}$  (Raumtemperatur =  $293\text{ K}$ ) und der Wärmekapazität  $c_p$  von Eisen,  $0,46\text{ } \frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}}$  [122], kann die Energiedichte für beide Zustände berechnet werden (Tabelle 5-3). Für austenitische Stähle liegen die Energiewerte bei etwa  $180\text{ J/cm}^3$  und stimmen somit gut mit der Literatur überein [123].

Tabelle 5-3: Martensitstarttemperatur, Kohlenstoffgehalt und Energiedichte für die thermische Martensiterzeugung in den beiden Wärmebehandlungszuständen

M <sub>s</sub> [K]	Kohlenstoffgehalt [gew. %]	Energiedichte [J/cm <sup>3</sup> ]
263	1,77	99
223-233	2,04	199-232

Da der Austenit mit dem höheren Kohlenstoffgehalt stabiler gegen Unterkühlung ist, weist dieser neben der niedrigeren Martensitstarttemperatur eine höhere Energiedichte für die Martensitbildung (199-232 J/cm<sup>3</sup>) auf. Bei niedrigerem Kohlenstoffgehalt beträgt die Energiedichte 99 J/cm<sup>3</sup>. Dabei ist wichtig zu erwähnen, dass die Berechnung darauf beruht, dass die Umwandlung von metastabilen Austenit zu Martensit allein auf Unterkühlung zurückzuführen ist, d.h. es wurde keinerlei Verformung aufgebracht. So stehen allein bereits im Material vorhandene (präformierte) Keime zur Verfügung [123] und die Triebkraft für das Wachstum ist allein die Unterkühlung.

Im Folgenden wird allein der Zustand mit dem höheren Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit betrachtet ( $T_\gamma = 1020$  °C;  $t_\gamma = 240$  min;  $T_{\text{aus}} = 300$  °C;  $t_{\text{aus}} = 180$  min). Falls bei diesem die Energiedichte ausreicht um, Martensit zu erzeugen, reicht die Energie auch für die Zustand mit dem niedrigeren Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit, da dieser nicht so stabil gegen Verformung ist.

Durch FEM-Simulationen konnte gezeigt werden, dass durch das Maschinelle Oberflächenhämmern eine kinetische Energie von etwa 41 J/cm<sup>3</sup> in das Material eingebracht wird. Anders als beim thermisch induzierten Martensit stehen bei der dehnungsinduzierten Martensitbildung weitere Keimstellen, in Form höherer Versetzungsdichten, zur Verfügung, die die Umwandlung vereinfachen. Deshalb kann davon ausgegangen werden, dass bei der dehnungsinduzierten Martensitbildung eine niedrigere Energie ausreicht. Nach dem Hämmern konnte Martensit in allen Zuständen nachgewiesen werden. Unklar ist bisher allerdings, wie hoch der Energieeintrag durch das Hämmern gegenüber der nötigen Energie für dehnungsinduzierte Austenit/Martensit Umwandlung ist. An dieser Stelle wird deshalb eine Energiebetrachtung hinsichtlich der nötigen Energie für die dehnungsinduzierte Austenit/Martensit Umwandlung gemacht. Dafür werden zum einen die Energien die im Druckversuch benötigt wurden ermittelt und zum anderen Energien die, lokal in den metastabilen Austenitgebieten bei der Nanoindentierung erforderlich sind.

Zuerst wird die Energie für die Austenit/Martensit Umwandlung im Druckversuch ermittelt. Die Spannung, die nötig ist, um Martensit zu erzeugen wurde in dem Zustand mit dem hohen Kohlenstoffgehalt von 2,04 gew. % zu 851 MPa ermittelt (4.6.2). Durch Berechnung der Fläche unter der Kraft-Verformungskurve (Abbildung 5-9) kann die eingebrachte Energie wie folgt ermittelt werden [124]:

$$W = \int_{h_0}^{h_a} F dh_a \quad (5-8)$$

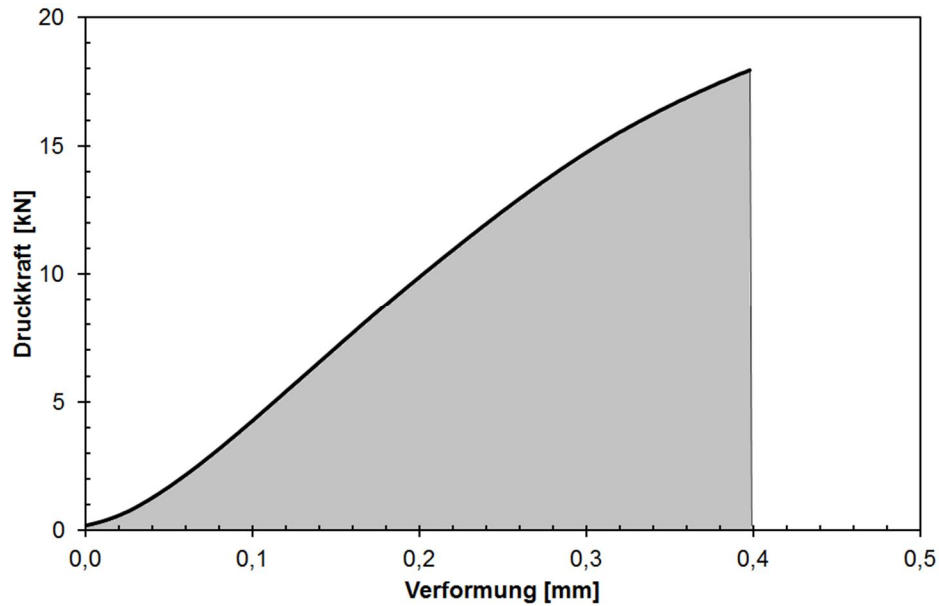


Abbildung 5-9: Fläche unter der Kraft-Verformungskurve bis zur Martensitbildung

Nach Gleichung 5-8 wird eine Energie von 3,75 J benötigt. Auf das Probenvolumen von 0,146 cm<sup>3</sup> bezogen entspricht das einer Energiedichte von 25,7 J/cm<sup>3</sup>. Die nötige Energiedichte ist somit nur ein Bruchteil von der, welche durch das Hämmern in die Oberfläche eingebracht wird. Weiterhin liegt die Energiedichte deutlich unter der für die thermische Martensitbildung für diesen Wärmebehandlungszustand von 199–232 J/cm<sup>3</sup>.

Aus den erhaltenen Energiedichten kann jedoch nicht direkt auf die nötige Energiedichte für die Umwandlung von metastabilen Austenitbereichen in Martensit geschlossen werden, da bei der vorhergehenden Betrachtung auch die Umgebung der metastabilen Austenitbereiche eine Rolle spielt (Ferritnadeln, Graphitsphärolite). Deshalb werden hier die Energiedichten betrachtet, welche sich aus der Indentierung vom reinen metastabilen Austenit mit Martensitbildung ergeben (falls die Abdruckgröße  $\ll$  metastabiler Austenit). Beim Auftreten von zwei Pop-ins mit gleichzeitig starker Steigungsänderung in der Last-Eindringkurve beim zweiten Pop-in zweifelsfrei Martensit nachgewiesen werden (4.6.2). An diesem Indent wird im Folgenden die nötige Energiedichte zur Martensitbildung berechnet.

Zur Bestimmung der eingebrachten Energie wird die Fläche unter der Last-Eindringkurve berechnet (Analog zum Druckversuch). Die Energie bis zum Einsetzen des zweiten Pop-ins – hier tritt Martensitbildung auf (Abbildung 4-34) – ergibt sich zu 0,926 nJ.

Auch hier ist für die Energiebetrachtung ausschlaggebend, auf welches Volumen diese Energie bezogen wird. Bei geringen Eindringtiefen weichen Eindringkörper von ihrer eigentlichen Geometrie ab und weisen eine Verrundung der Spitze auf [125]. Deshalb wird in diesem Fall zur Vereinfachung von einer sphärischen Kontaktfläche  $A_c$  ausgegangen. Mit Hilfe von Gleichung (3-12) kann der Kontaktradius  $r_c$  durch folgende Gleichung ausgedrückt werden:

$$r_c = \sqrt{\frac{F}{H \cdot \pi}} \quad (5-9)$$

Unter Verwendung des *expanding cavity* Modells von *Johnson* [126] kann der Quotient aus Kontaktradius und dem Radius der plastischen Zone  $c$  wie folgt ausgedrückt werden [127]:

$$\frac{c}{r_c} = \left(\frac{E}{H}\right)^{0,39} \cdot (\cot\psi)^{\frac{1}{3}} \quad (5-10)$$

Dabei beschreibt  $\psi$  den „äquivalenten Konuswinkel“. Dieser beträgt für den Berkovich-indenter  $70,2^\circ$ . Zur Berechnung des Volumens der plastischen Zone wird angenommen, dass die plastische Zone halbkreisförmig unter der Materialoberfläche liegt [128].

Die Härte  $H$  bei dem betrachteten Indent beträgt 5,3 GPa, die Kontaktkraft 10,75 mN und der E-Modul vom Austenit wird zu 193 GPa angenommen (V2A) [129]. Somit ergibt sich ein Kontaktradius  $r_c$  von 0,8  $\mu\text{m}$  und der Radius  $c$  der plastischen Zone beträgt 2,31  $\mu\text{m}$ . Das Volumen der plastischen Zone ist somit 23,42  $\mu\text{m}^3$ . Damit ergibt sich die notwendige Energie für die Austenit/Martensit Umwandlung bei der Nanoindentation zu einem Wert von 39,5 J/cm<sup>3</sup>.

Ein Vergleich der Werte aus thermischer, globaler und lokaler Martensitbildung in ADI mit der durch den Kugelaufprall (bzw. dem Hämmern) eingebrachten Energie ist in Tabelle 5-4 dargestellt. Die höchste Energiedichte ist für die thermische Umwandlung von Austenit in Martensit notwendig. Bei dieser Umwandlung stehen als Keimzentren bereits vorhandene Martensitkeime und Versetzungen zur Verfügung.

Bei lokaler Verformung des Austenits durch Nanoindentation ist eine Energiedichte von 39,5 J/cm<sup>3</sup> notwendig. Im Unterschied zum thermisch induzierten Martensit können hierbei erzeugte Versetzungen als Nukleationszentren für die Martensitbildung dienen. Die Versetzungsnukleation ist beim ersten Pop-in in der Last-Eindringkurve zu beobachten. Bei der globalen Verformung im Druckversuch ist eine Energie von 25,7 J/cm<sup>3</sup> notwendig, um Martensit zu erzeugen. Durch Spannungsüberhöhungen an Graphitphäroliten, aber auch an den weichen Ferritnadeln, kann während der Durchverformung leichter Martensit erzeugt werden, als bei der lokalen Nanoindentation.

Beim Kugelaufprall wird eine Energiedichte von 41 J/cm<sup>3</sup> in einem großen Volumen eingebracht, so dass von globaler Verformung (wie im Druckversuch) ausgegangen werden kann.

Tabelle 5-4: Notwendige Energiedichte für thermische, globale und lokale Martensitbildung in ADI und die Energiedichte die durch den Kugelaufprall während des Hämmern zur Verfügung gestellt wird.

Art der Martensiterzeugung	thermisch	global	lokal	durch Kugelaufprall eingebracht
Notwendige Energiedichte [J/cm <sup>3</sup> ]	199-232	25,7	39,5	41

---

### 5.3 Mechanische Bearbeitung von ADI

Bevor Tiefziehwerkzeuge in der industriellen Anwendung durch das Maschinelle Oberflächenhämmern eingelätet werden, erfolgt ein Fräsprozess in dem das Werkzeug endkonturnah gefräst wird.

Es konnte nachgewiesen werden, dass die Belastung der Oberfläche beim Fräsen unter allen Prozessparametern so groß ist, dass immer Martensit gebildet wird. Das Fräsen von ADI führt zu einer Aufhärtung, die bis zu 15 µm in die Tiefe des Materials reicht. Die Härte steigt von 420 HV auf 575 HV in einer Tiefe von 15 µm unter der Oberfläche. Die Härtesteigerung fällt aufgrund der Martensitbildung höher aus als beim Fräsen von EN-JS2070. Martensitbildung durch Fräsen ist jedoch unerwünscht, da die Einglätung beim Oberflächenhämmern behindert werden könnte. Es konnte gezeigt werden, dass das Hämmern bei allen Wärmebehandlungszuständen zu Einglätung und Aufhärtung gegenüber dem gefrästen Zustand führt. Da die Wirtiefe des Oberflächenhämmerns (bei Kopfdurchmesser von 6 mm) im Vergleich zur 15 µm dicken martensitischen Schicht sehr groß ist, tritt keine Beeinflussung der Einglätung bzw. Aufhärtung auf.

Die besten Ergebnisse hinsichtlich Aufhärtung und Einglätung werden durch hohe Anteile an metastabilem Austenit in Kombination mit hohen Kontaktspannungen (kleiner Hammerkopfdurchmesser) erreicht. Je höher der Anteil an metastabilem Austenit, desto mehr Martensit kann erzeugt werden. Dadurch fällt die Härtesteigerung gegenüber Wärmebehandlungen mit niedrigeren Gehalten an metastabilem Austenit größer aus.

Der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit spielt ebenfalls eine wichtige Rolle bei der Aufhärtung und Einglätung. Bei höheren Kohlenstoffgehalten ist die Aufhärtung größer als bei niedrigeren Kohlenstoffgehalten, da die Verzerrung des Martensit größer ist. Auf der anderen Seite sind höhere Spannungen für die Einglätung notwendig, so dass die Oberflächenqualität unter Verwendung von großen Hammerkopfdurchmessern nicht so gut ist, wie bei Wärmebehandlungszuständen mit kleineren Kohlenstoffgehalten.

Werden Wärmebehandlungszustände mit kleinen Anteilen an metastabilem Austenit und hohen Kohlenstoffgehalten gehämmert, so kann es zu Schädigung der Oberfläche kommen. Diese Wärmebehandlungszustände verhalten sich wenig duktil und sind für eine Hämmerbearbeitung ungeeignet.

Nach dem Maschinellen Oberflächenhämmern ist bei großen Kopfdurchmessern (fast) keine Härtesteigerung zu erkennen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Kontaktspannung nicht ausreicht, um metastabilen Austenit in Martensit umzuwandeln. Im Vergleich zu kleinen Kopfdurchmessern (6 mm) ist die Kontaktspannung bei einem Kopfdurchmesser von 20 mm nur etwa halb so hoch [117]. Das führt dazu, dass die Fließgrenze des ADI nicht überschritten werden kann (vgl. Abbildung 4-37). Allein die Rauheitsberge der Frässtruktur erfahren eine plastische Verformung (Abbildung 4-46 ff.). In diesen exponierten Stellen tritt eine Spannungserhöhung auf, die zur plastischen Verformung und Martensitbildung führt. Im „Vollmaterial“ ist dies nicht zu beobachten. Bei der Härtemessung nach Brinell wird die Aufhärtung der Rauheitsberge nicht erfasst. Die Brinellabdrücke besitzen eine Tiefe von etwa 500 µm und die Härte ergibt aus dem gesamten gemessenen Volumen. Eine Aufhärtung oberflächennaher Schichten (wenige Mikrometer) kann mit der Brinellmessung nicht nachgewiesen werden. Das gleiche konnte auch bei den gefrästen Oberflächen beobachtet werden. Hier tritt ebenfalls (fast) keine Härtesteigerung gegenüber dem Grundzustand auf obwohl Martensitbildung nachgewiesen werden konnte.

Hieraus kann geschlossen werden, dass das Hämmern mit einem Kopfdurchmesser von 20 mm zu keiner Martensitbildung im ADI führt, da die Streckgrenze nicht überschritten wird.

Ein mehrmaliges Hämmern bei moderater Werkstoffbelastung ist möglich. Die Härte steigt bei jedem weiteren Bearbeitungsschritt, da bei weiterer plastischer Verformung immer neuer Martensit erzeugt wird. Hierbei tritt keine Schädigung der Oberfläche auf, da die Kontaktspannungen bei moderater Belastung (geringe Frequenzen, kleiner Hub) gering sind.

#### 5.4 Handlungsrichtlinien zur ADI-Wärmebehandlung an EN-JS2070 und dessen mechanischer Bearbeitung

Im Folgenden werden konkrete Handlungsrichtlinien für die Wärmebehandlung sowie die mechanische Bearbeitung durch Fräsen und Hämmern von EN-JS2070 angegeben. Diese sind auf Basis der zuvor dargestellten Ergebnisse entstanden.

Zielstellung für die Herstellung eines ADI für die Umformung durch das Maschinelle Oberflächenhämmern ist, einen möglichst großen Anteil an metastabilem Austenit im Material einzustellen. Dafür sollte der Werkstoff EN-JS2070 bei einer Austenitisierungstemperatur von 1020 °C für 240 Minuten austenitisiert werden. Die Austenitisierung sollte dabei möglichst unter Schutzgasatmosphäre stattfinden, um eine Oxidation der Oberfläche zu vermeiden. Dies kann zum einen durch Einsatz von Härtereifolie und Argonstrom, wie in dieser Arbeit, oder zum anderen durch Lösungsansätze wie der Austenitisierung in einem Salzbad oder im Vakuum realisiert werden. Ein Herabsetzen der Austenitisierungstemperatur, sowie eine Verkürzung der Austenitisierungsdauer, führen nach der Ausferritisierung zu einem geringeren Anteil an metastabilem Austenit im ADI. Ein Herabsetzen der Austenitisierungstemperatur sollte zu einer Verlängerung der Ausferritisierungsdauer führen, da die austenitische Phase noch nicht bis zur Löslichkeitsgrenze mit Kohlenstoff angereichert werden konnte.

Bei der Ausferritisierung ist eine Temperatur im Bereich von 300 °C bis 380 °C einzustellen. In dieser sollte das Werkstück für eine Zeit von 180 Minuten gehalten werden. Bei 300 °C entstehen sehr fein verteilte Ferritnadeln und der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit ist hoch. Mit steigender Ausferritisierungstemperatur steigt der Anteil an metastabilem Austenit, allerdings nimmt dessen Härte, durch den geringeren Anteil an gelösten Kohlenstoff, ab. Eine Erhöhung der Temperatur über 380 °C kann dazu führen, dass das Werkstück nicht austenitisch-ferritisch, sondern komplett martensitisch vorliegt. Der Kohlenstoffgehalt im Austenit reicht nicht aus, um eine Stabilisierung bis Raumtemperatur zu ermöglichen. In Tabelle 5-5 sind die Wärmebehandlungsparameter zusammengefasst die zu einem ADI-Gefüge in EN-JS2070 führen

Tabelle 5-5: Wärmebehandlungsparameter um im Werkstoff EN-JS2070 ein ADI-Gefüge zu erzeugen

$T_{\gamma}$ [°C]	$t_{\gamma}$ [h]	$T_{\text{aus}}$ [°C]	$t_{\text{aus}}$ [h]
875-1020	4	300-380	3

Eine Ausferritisierungstemperatur von 300 °C führt zu einem geringeren Anteil an metastabilem Austenit und zum anderen zu stabilerem metastabilen Austenit, der sich durch eine Hämmerbearbeitung mit Hammerkopfdurchmessern von 20 mm nicht einglätten lässt. Allerdings sind die erzielbaren Härten nach dem Hämmern größer, da der gebildete Martensit viel Kohlenstoff gelöst hat.



Eine Verkürzung der Ausferritisierungsdauer ist nicht zu empfehlen, da hier die Stabilisierung des Austenits nicht abgeschlossen ist. Das ADI-Prozessfenster ist sehr groß und eine Verlängerung der Ausferritisierungsdauer stellt somit Problem dar, ist aber auch nicht erforderlich.

Das Fräsen von ADI erzeugt eine Aufhärtung bis zu einer Tiefe von etwa 15  $\mu\text{m}$ . Soll der Anteil an Martensit reduziert werden ist eine Anstellung des Fräskopfes hilfreich. Weiterhin sei an dieser Stelle auf die Ergebnisse von *Polishetty* [130] verwiesen, der das Umwandlungsverhalten von ADI beim Bohren und Fräsen untersucht hat. Er empfiehlt das Fräsen mit geringen Zustellungen, einer hohen Drehzahl und hoher Vorschubgeschwindigkeit.

Für die Hämmerbearbeitung ist die 15  $\mu\text{m}$  Martensitschicht nach der Fräsbearbeitung von ungeordneter Bedeutung, da die Fräsriefen immer noch sehr gut eingelätet werden können.

Durch die Hämmerbearbeitung können möglichst glatte Oberflächen bei kurzer Bearbeitungszeit durch Wahl eines großen Hammerkopfdurchmessers erzielt werden. Große Hammerkopfdurchmesser zeichnen sich dabei durch einen großen Abdruckdurchmesser und einem großen Krümmungsradius aus [7, 2]. Es können Härten von 348 HBW erreicht werden. Ist zusätzlich die Härte der bearbeiteten Oberfläche von großer Wichtigkeit so sollte anstelle des 20 mm Hammerkopfes ein 6 mm Hammerkopf verwendet werden. Hierdurch wird eine höhere Spannung ins Material eingebracht und sorgt durch Martensitbildung für eine stärkere Aufhärtung (bis zu 419 HBW). Dabei können mittlere Rauheitswerte von 0,15  $\mu\text{m}$  erzielt werden.

In Tabelle 5-6 sind die Hämmerparameter aufgeführt die zur optimalen Aufhärtung und Einglätung vom ADI führen.

Tabelle 5-6: Hämmerparameter die zur optimalen Aufhärtung und Einglätung führen vom ADI führen.  $T_f = 1020\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_f = 240\text{ min}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_{\text{aus}} = 180\text{ min}$

d [mm]	f [Hz]	h [mm]	s [mm]	v [m/min]	$\alpha$ [°]
6	150	1	0,18	1,73	90

Durch höhere Kontaktkräfte, wie z.B. beim Festwalzen, können weit höhere Härten bei gleicher Rauheit erzielt werden. Im Rahmen des EFB-Projektes „Werkzeugoberflächenoptimierung ADI“ konnten Härten von 550 HBW nach dem Festwalzen nachgewiesen werden. Dies entspricht der Härte einer lasergehärteten Oberfläche. Das Maschinelle Oberflächenhämmern mit Hammerköpfen <6 mm ist somit vielversprechend, um die Oberflächenhärte noch weiter erhöhen zu können.

---

## 6 Zusammenfassung

---

Durch Vorarbeiten konnte gezeigt werden, dass das Hämmern des Graugusswerkstoffes EN-JS2070 zu einer glatten Oberfläche führen kann. Die erzielbare Aufhärtung durch Kaltverfestigung ist dabei allerdings zu gering, als dass sich der Werkstoff für das Tiefziehen höherfester Bleche eignet.

Deshalb sollte in dieser Arbeit die Mikrostruktur von EN-JS2070 gezielt angepasst werden, so dass durch das Maschinelle Oberflächenhämmern eine glatte und gleichzeitig sehr harte Oberfläche erzeugt werden kann. Ein komplett martensitisches Werkzeug ist hierbei nicht sinnvoll. Es zeigt zwar eine harte Oberfläche, aber der Kern des Bauteils ist spröde und damit rissanfällig.

Das optimale Tiefziehwerkzeug weist eine Kombination von harter Oberfläche und zähem Kern auf. Eine vielversprechende Möglichkeit solch ein Werkzeug zu realisieren ist die zweistufige ADI-Wärmebehandlung bei der metastabiler Austenit im Material erzeugt wird. Der ADI zeigt verbesserte mechanische Eigenschaften gegenüber dem unbehandelten Grauguss, hinsichtlich Festigkeit und Duktilität. Zusätzlich kann der metastabile Austenit im ADI durch das Hämmern in Martensit umgewandelt werden. Hierdurch entstehen sehr harte martensitische Oberflächen und der Kern des Werkzeugs bleibt im ADI Zustand. Anders als beim Laserhärten tritt kein Verzug auf.

### Variation der ADI Mikrostruktur

Durch Wahl geeigneter Wärmebehandlungsparameter konnte die ADI-Mikrostruktur im klassischen Grauguss EN-JS2070 eingestellt werden. Damit konnten auch die mechanischen Eigenschaften des ADI innerhalb des Prozessfensters variiert werden. Wird die Austenitisierungszeit konstant bei vier Stunden gehalten und die Ausferritisierungszeit bei drei Stunden, kann im Parameterraum ( $T_\gamma = 875 - 1020 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $T_{\text{aus}} = 300 - 380 \text{ }^\circ\text{C}$ ) ein ADI hergestellt werden. Der ADI zeigt erhebliche Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften gegenüber dem unbehandelten Grauguss.

Mikrostrukturelle Parameter, die in dieser Arbeit untersucht wurden, sind der Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt, der sich entscheidend auf die Stabilität auswirkt. Der Anteil an metastabilem Austenit konnte zwischen etwa 20 % und 63 % variiert werden und ist abhängig von der Austenitkorngröße und der Ferritnadeldichte. Die Austenitkorngröße kann durch die Austenitisierungstemperatur variiert werden und beeinflusst die Ferritnadeldichte nach dem Ausferritisieren. Mit höheren Austenitisierungstemperaturen, bei gleichen –dauern, steigt die Korngröße. Da die Korngrenzen Nukleationspunkte für die Ferritnadeln darstellen, sinkt mit steigender Korngröße die Ferritnadeldichte. Ein höherer Anteil an metastabilem Austenit ist das Ergebnis. Die Härte als Funktion der Austenitkorngröße folgt einer Hall-Patch Beziehung. Eine Anpassung der Ferritnadeldichte kann auch durch die Ausferritisierungstemperatur erfolgen. Die Ausferritisierungstemperatur bestimmt die Triebkraft für die Ferritbildung und somit die Anzahl der Nukleationspunkte. Bei einer hohen Triebkraft, d.h. niedrigen Ausferritisierungstemperaturen, entsteht eine größere Menge an Ferritnadeln als bei geringeren Triebkräften. Dadurch entstehen hohe Nadeldichten und geringe Anteile an metastabilem Austenit.

Es konnte nachgewiesen werden, dass die Ferritnadeldichte in Kombination mit dem Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat. Die Fließspannung kann allein durch Wahl der Ausferritisierungstemperatur von etwa 600 MPa ( $T_{\text{aus}} = 380 \text{ }^\circ\text{C}$  – geringe Nadeldichte) auf etwa 1000 MPa ( $T_{\text{aus}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$  – hohe Nadeldichte) angepasst werden. Mit der Ferritnadeldichte ändert sich auch der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit. Der Kohlenstoffgehalt im metastabilen Austenit kann von 1,77 gew. % ( $T_{\text{aus}} = 380 \text{ }^\circ\text{C}$ ) auf 2,04 gew. % ( $T_{\text{aus}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ ) verändert werden. Der Kohlenstoffgehalt bestimmt die Stabilität des metastabilen Austenits gegenüber Umwandlung in Martensit durch Verformung.

---

Durch Mischkristallverfestigung ist die Härte des Austenits bzw. Martensits ebenfalls eine Funktion des Kohlenstoffgehalts im metastabilen Austenit.

Mit Hilfe der gewonnenen Daten konnten zwei empirische Formeln hergeleitet werden. Mit Hilfe der mathematischen Beschreibungen ist es möglich, den Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt über die Wärmebehandlungsparameter gezielt einzustellen. Eine weitere Möglichkeit besteht darin, bei vorgegebener Austenitisierungstemperatur und Ausferritisierungstemperatur den Anteil an metastabilem Austenit und dessen Kohlenstoffgehalt exakt vorherzusagen. Hierdurch ist eine genaue Prozessführung für diesen Werkstoff möglich.

### **Energiebetrachtung der Austenit/Martensit Umwandlung**

Es konnte eine Energiebetrachtung hinsichtlich der Austenit/Martensit Umwandlung im ADI erstellt werden. Die Martensitbildung wurde dabei sowohl thermisch als auch mechanisch betrachtet.

Bei der thermisch induzierten Martensitbildung konnte die Martensitstarttemperatur mit Hilfe des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit zwischen  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $-40$  bis  $50\text{ }^{\circ}\text{C}$  variiert werden. Mit Hilfe von Druckversuchen konnte die dehnungsinduzierte Martensitbildung im ADI nachgewiesen werden. Dabei konnte die Umwandlungsspannung zu  $767\text{ MPa}$  bzw.  $851\text{ MPa}$  ermittelt werden. Die Nanoindentation konnte genutzt werden, um den Beitrag des Kohlenstoffgehaltes im metastabilen Austenit auf die Härte des Austenits zu bestimmen. Diese steigt von  $4,8\text{ GPa}$  bei einem Kohlenstoffgehalt von  $1,77\text{ gew. \%}$  auf  $6,4\text{ GPa}$  bei  $2,04\text{ gew. \%}$ . Weiterhin konnte die Martensitbildung mittels Nanoindentation nachgewiesen werden. Erfolgt ein Anstieg der Steigung in der Last-eindringkurve nach dem Pop-in entsteht Martensit. Dieser konnte mittels EBSD und ECC nachgewiesen werden.

Aus den gewonnenen Daten konnte die nötige Energiedichte für die Austenit/Martensit Umwandlung bestimmt werden. Dies gilt für thermisch induzierte Martensitbildung und dehnungsinduzierte Martensitbildung. Die Verwendung der Energiedichte erlaubt den Vergleich aller Verfahren, da die benötigte Energie für die Martensitbildung auf das beeinflusste Volumen normiert wurde.

Die Energiedichten wurden mit den durch Hämmern eingebrachten Energiedichten verglichen. Die eingebrachte kinetische Energie des Hammersystems (bzw. die Aufprallgeschwindigkeit) wurde mittels Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bestimmt. Die Daten dienten als Eingangsparameter für eine FEM-Simulation in der das beeinflusste Volumen bestimmt wurde. Dadurch konnte auf die eingebrachte Energiedichte berechnet werden. Der Vergleich zwischen eingebrachter und zur Umwandlung benötigter Energiedichte zeigt erstmals, dass die Energiedichte beim Hämmern ausreicht um den metastabilen Austenit in Martensit umzuwandeln (bei Hammerkopfdurchmessern von  $6\text{ mm}$ ).

### **Mechanische Bearbeitung von ADI**

Die mechanische Bearbeitung von ADI zielt darauf ab, den weit verbreiteten Werkstoff EN-JS2070 für das Tiefziehen höherfester Bleche zu qualifizieren.

Um die Prozesskette zur Herstellung solcher Tiefziehwerkzeuge realitätsnah abzubilden, wurde der Werkstoff vor der Hämmerbearbeitung gefräst. Nach dem Fräsen tritt Aufhärtung bis zu einer Tiefe von  $15\text{ }\mu\text{m}$  unter der Oberfläche auf. Unter Wahl geeigneter Fräsparemeter konnte die Menge an gebildeten Martensit verringert werden.

---

---

Nach Hämmern des Gusseisens im ADI-Zustand entstehen sehr harte und gleichzeitig glatte Oberflächen. Die Einglättung hinsichtlich  $R_a$  und  $R_z$  ist dabei größer, als die, die durch Hämmern von unbehandeltem Grauguss EN-JS2070 erzielt werden kann. Verwendung von hohen Kontaktspannungen (kleine Kopfdurchmessern) führt zu größeren Aufhärtungen als die Nutzung von geringen Kontaktspannungen (große Kopfdurchmesser). Es konnten Härten von bis zu 419 HBW bei einer mittleren Rauheit  $R_a$  von  $0,15\ \mu\text{m}$  erzielt werden. Bei Kopfdurchmessern von 20 mm genügt die Kontaktspannung nicht, um plastische Verformung im Material zu erzeugen. Allein in den Rauheitsspitzen der Frässtruktur ist plastische Verformung zu beobachten.

Bei der Härte zeigt der ADI Zustand bereits vor dem Hämmern höhere Härten als der Zustand ohne ADI Wärmebehandlung.

Wärmebehandlungen, die zu einem hohen Austenitgehalt führen, zeigen eine optimale Kombination aus Aufhärtung und Einglättung.

Somit konnte in dieser Arbeit erfolgreich eine neue und gleichzeitig robuste Prozesskette zur Herstellung von Tiefziehwerkzeugen aufgezeigt werden. Hierdurch kann der weitverbreite Werkstoff EN-JS2070 für das Tiefziehen höherfester Bleche qualifiziert werden.

---

## 7 Ausblick

---

In dieser Arbeit konnte die optimale Mikrostruktur für das Hämmern von ADI bestimmt werden. Im Hinblick auf die industrielle Anwendung, als Tiefziehwerkzeug, wäre es sinnvoll, eine solche Wärmebehandlung an einem kompletten Werkzeug bzw. Werkzeugeinsatz durchzuführen, zu Hämmern und dann im Realversuch beim Tiefziehen höherfester Bleche zu testen. Erst hierdurch kann nachgewiesen werden, um wieviel die Lebensdauer der ADI Werkzeuge höher ist.

Eine weitere Möglichkeit, das Abrasions- und Verschleißverhalten industrienah darzustellen, bietet der Streifenziehversuch. Hierbei wird ein Blech kontinuierlich zwischen zwei sich öffnenden und schließenden Werkzeugbacken hindurchgezogen. Dabei wird die Oberflächenqualität während des Streifenziehens direkt aufgenommen. Dadurch kann der reale Umformprozess des Bleches und Werkzeugqualität sehr gut abgebildet werden [131]. Ein Vergleich mit dem Stand der Technik, EN-JS2070 lasergehärtet, ist hier sinnvoll. Im Rahmen des EFB-Projektes „Werkzeugoberflächenoptimierung ADI“ werden diese Versuche durchgeführt.

Um den Mechanismus der Martensitbildung im ADI zu klären, sind Zug- bzw Druckversuche sinnvoll, bei denen in-situ EBSD gemessen wird. Dabei kann ermittelt werden, bei welcher Verformung Martensitbildung auftritt und an welcher Stelle im Gefüge (Ferrit/Austenit Grenzfläche oder im Austenitkorn) der Martensit entsteht. Weiterhin könnte hier ermittelt werden, ob allein eine hoher Schmid-Faktor zur Martensitbildung führt oder weitere Faktoren (direkte Umgebung) eine Rolle spielen. Tritt Martensitbildung auf, kann untersucht werden, in wie weit der entstandene Martensit durch die Volumenzunahme benachbarte Bereiche hemmt umzuwandeln.

---

## 8 Literaturverzeichnis

---

- [1] E. Doege und B.-A. Behrens, Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen, Springer Verlag, 2007.
  
- [2] J. Wied, Oberflächenbehandlung von Umformwerkzeugen durch Festklopfen, Darmstadt: TU-Darmstadt, 2011.
  
- [3] E. Willenborg, I. Ross, J. Kumstel und J. Flemmer, „Werkzeugmaschine für das Laserpolieren - Automatisierte Politur im Werkzeugbau,“ Bd. 103, Nr. 6, pp. 465-469, 2013.
  
- [4] J. P. Huissoon, F. Ismail, A. Jafari und S. Bedi, „Automated Polishing of Die Steel Surfaces,“ *Int J Adv Manuf Technol* 19, pp. 285-290, 2002.
  
- [5] C.-J. Kuwer, Verschleißreduktion beim Tiefziehen von X5CrNi18-10, Aachen: RWTH Aachen, 2007.
  
- [6] F. Bleicher, C. Lechner, C. Habersohn, E. Kozeschnik, B. Adjassoho und H. Kaminski, „Mechanism of surface modification using machine hammer peening technology,“ *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 61, pp. 375-378, 2012.
  
- [7] J. Wied, J. Scheil, M. Klamser und C. Berger, „Impact experiments and finite element simulation of surface roughness reduction by machine hammer peening,“ Bd. 42, Nr. 9, pp. 827-832, 2011.
  
- [8] H. Hertz, „Über die Berührung fester elastischer Körper,“ *Journal für reine angewandte Mathematik*, Nr. 92, pp. 156-171, 1982.
  
- [9] M. Steitz, J. Scheil, C. Müller und P. Groche, „Effect of Process Parameters on Surface Roughness in Hammer Peening and Deep rolling,“ *Key Engineering Materials*, Bd. 554 bis 557, pp. 1887-1901, 2013.



- 
- [10] P. Groche und M. Steitz, „Prozesskettenverkürzung im Werkzeugbau,“ Bd. 10, pp. 655-659, 2011.
- [11] P. Groche, M. Steitz, M. Engels, J. Scheil, C. Müller, G. Bräuer und K. Weigel, Effizienzsteigerung im Werkzeug- und Formenbau durch maschinelle Oberflächeneinglättung, Hannover: EFB: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., 2013.
- [12] P. Groche, M. Engels und C. Müller, „Wear Behavior of Sheet Metal Forming Tools Made From Nodular Cast Iron After Mechanical Surface Treatments,“ *Transactions of North American Manufacturing Research Institution of SME*, Nr. 531-538, 2010.
- [13] P. Groche, M. Engels und C. Müller, „Verschleißschutz von Umformwerkzeugen in der Blechumformung durch mechanische Oberflächenverfestigung,“ *Tribologie- und Schmierungstechnik*, Bd. 2, Nr. 5-10, 2011.
- [14] P. Groche, M. Engels, C. Müller und K. Bauer, „Optimierung des Abrieb- und Verschleißverhaltens von Werkzeugoberflächen durch Randschichtverfestigung,“ *EFB Forschungsbericht*, 2010.
- [15] „3S-Engineering GmbH,“ 2015. [Online]. Available: <http://www.3s-e.de/>. [Zugriff am 25.3.2015].
- [16] M. Steitz, K. Weigel, M. weber, J. Scheil und C. Müller, „Coating of deep rolled and hammer peened deep drawing tools,“ *Advanced Materials Research Vol. 769*, pp. 245-252, 2013.
- [17] I. Weich, „Characteristics of high frequency peening methods and their effects on the fatigue strength of welded details,“ *Advances in Fracture and Damage mechanics VI*, pp. 429-432, 2007.
- [18] T. Ummenhofer, S. Herion, R. Putil und P. Weidner, „Effects of post weld treatment and loading condition on the fatigue life of ultra high strength steels,“ *International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE): The Twenty-first (2011) International Offshore (Ocean) and Polar Engineering Conference, Maui, Hawaii*, 2001.

- 
- [19] P. Weidner, S. Herion, R. Puthli und T. Ummenhofer, „Lebensdauerverlängerung von geschweißten Verbindungen aus Rundhohlprofilen,“ *Stahlbau*, 80, 7, pp. 502-512, 2011.
- [20] E. Ukar, A. Lamikiz, S. Martinez, F. Estaöayo und I. Tabernero, „Laser polishing of GGG70L cast iron with 2D scan-head,“ *Procedia Engineering* 63, pp. 53-59, 2013.
- [21] D. E. 10020:2000-07, Begriffsbestimmungen über die Einteilung der Stähle, Detusche Fassung DIN EN 10020:2000.
- [22] S. Hasse, Gefüge der Gusseisenlegierungen, Fachverlag Schiele & Schoen, 2008.
- [23] H. Berns und W. Theisen, Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen, 3.Auflage: Springer Verlag, 2006.
- [24] L.-Y. Fang, E. Metzloff, R. C. Voigt und R. L. jr., „Der Elastizitätsmodul von graphitischen Gusseisen,“ Bd. 23, Nr. 4, pp. 8-13, 1998.
- [25] T. Sjörgen, Influences of the Graphite Phase on ELastic and Plastic Deformation Behaviour of Cast Iron, Linköping, Sweden: Linköping University, 2007.
- [26] C. Bartels, R. Gerhards, H. Hanselka, K. Herfurth, H. Kaufmann, W. Kleinkröger, M. Lampic, H. Löblich, W. Menk, G. Pusch, T. Schmidt, K. H. Schütt, P. Tölke und E. P. Warnke, „Gusseisen mit Kugelgraphit: Herstellung - Eigenschaften - Anwendung,“ *Konstruieren und Giessen*, Nr. 2, pp. 1-99, 2007.
- [27] W. Steinwarz, R. Hüggenberg und E. P. Warnke, „Castor, ein High-tech-Produkt aus duktilem gusseisen,“ *konstruieren + giessen*, Bd. 31, pp. 2-7, 2006.
- [28] C. G. GmbH, *Technisches Handblatt Nr. 2*, Bielefeld: CLAAS GUSS GmbH , 2006.
- [29] Gattermann. [Online]. Available: [http://www.gattermannguss.de/pdf/Werkstoffliste\\_Gattermann.pdf](http://www.gattermannguss.de/pdf/Werkstoffliste_Gattermann.pdf). [Zugriff am 20 4 2016].

- 
- [30] DKH. [Online]. Available: [https://www.dkh.ch/msm/media/msm\\_home/services/downloads/02\\_preisentwicklungen/aluminium\\_platten/EN\\_AW-7075\\_1.pdf](https://www.dkh.ch/msm/media/msm_home/services/downloads/02_preisentwicklungen/aluminium_platten/EN_AW-7075_1.pdf). [Zugriff am 20.4.2016].
- [31] Schweizer-FN. [Online]. Available: [http://www.schweizer-fn.de/festigkeit/festigkeitswerte/stahl/stahl\\_start.php](http://www.schweizer-fn.de/festigkeit/festigkeitswerte/stahl/stahl_start.php). [Zugriff am 16.4.2016].
- [32] J. R. Keough, „Ductile Iron Data for Design Engineers Section 4 Austempered ductile iron,“ 1998. [Online]. Available: <http://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm>. [Zugriff am 16.3.2015].
- [33] R. C. Voigt und C. R. Loper, „Austempered Ductile Iron - Process Control and Quality Assurance,“ *J. Heat Treating*, Bd. 3, Nr. 4, pp. 291-309, 1984.
- [34] K. Herfurth, „Austenitisch-ferritisches Gußeisen mit Kugelgraphit. Teil 1: Austenitisierung,“ Bd. 3, pp. 99-106, 2003.
- [35] S. Daber, K. S. Ravishankar und P. P. Rao, „Influence of austenitising temperature on the formation of strain induced martensite in austempered ductile iron,“ *J Mater Sci* 43, pp. 4929-4937, 2008.
- [36] A. Kutsov, Y. Taran, K. Uzlov, A. Krimmel und M. Evsyukov, „Formation of Bainite in Ductile Iron,“ *Materials Science and Engineering A*, 1999.
- [37] S. Daber und P. P. Rao, „Formation of Strain-Induced Martensite in Austempered Ductile Iron,“ *J Mater Sci*, pp. 357-367, 2008.
- [38] J. Olofsson, D. Larsson und I. L. Svensson, „Effect of Austempering on Plastic Behavior of Some Austempered Ductile Iron Alloys,“ *Metallurgical And Materials Transactions A*, pp. 3999-4007, 2011.
- [39] T. N. Rouns und K. B. Rundman, „Constitution of Austempered Ductile Iron and Kinetics of Austempering,“ *AFS Transactions*, Bd. 95, pp. 851-874, 1987.

- 
- 
- [40] S. K. Putantunda, „Influence of Austempering Temperature on Microstructure and Fracture Toughness of a High-Carbon, High-Silicon and High-Manganese Cast Steel,“ *Materials & Design*, Nr. 6, pp. 435-443, 2003.
- [41] P. P. Rao und S. K. Putatandu, „Influence of Microstructure on Fracture Toughness of Austempered Ductile Iron,“ Bd. 28A, pp. 1457-1470, 1997.
- [42] J. Yang und S. K. Putatunda, „Influence of a Novel Two-Step Austempering Process on the Strain-Hardening Behavior of Austempered Ductile Cast Iron (ADI),“ *Materials Science and Engineering A*, Bd. 382, pp. 265-279, 2004.
- [43] J. L. S. K. L. J. D. J. S. R. Gregorutti, „Stability and Transformations of Retained Austenite in Ductile and Vermicular Austempered Cast Irons,“ *20th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings*, pp. 586-592, 2000.
- [44] J. M. Han, Q. Zou, G. C. Barber, T. Nasir, D. O. Northwood, X. C. Sun und P. Seaton, „Study of the effects of austempering temperature and time on scuffing behavior of austempered Ni-Mo-Cu ductile iron,“ *Wear* 290-291, pp. 99-105, 2012.
- [45] J. Olofsson, D. Larsson und I. L. Svensson, „Effect of Austempering on Plastic Behavior of Some Austempered Ductile Iron Alloys,“ *Metallurgical and Materials Transactions A* 42a, pp. 3999-4007, 2011.
- [46] J. Archary und D. Venugopalan, „Microstructural Development and Austempering Kinetics of Ductile Iron during Thermomechanical Processing,“ *Metallurgical and Materials Transactions A*, Bd. 31a, 2000.
- [47] K. B. Rundman, D. J. Moore, K. L. Hayrynen, W. J. Dubensky und T. N. Rouns, „The Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron,“ *J. Heat Treating*, Bd. 5, 1988.
- [48] H. Bayati und R. Elliott, „Austempering Process in High Manganese Alloyed Ductile Cast Iron,“ *Materials Science and Technology*, Bd. 11, 1995.

- 
- 
- [49] E. S. Davenport, E. C. Bain und N. J. Kearny, „Transformation of Austenite at constant Subcritical Temperatures,“ *Metallurgical Transactions Volume 1* 1970, pp. 3503-3530, 1930.
- [50] J. R. Keough, „ADI Developments in North America-Revisited 2002,“ *Applied Process Inc. Technologies Div.- Livonia*, 2002.
- [51] M. A. Yescas-Gonzales, *Modelling the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron*, Cambridge: University of Cambridge, 2001.
- [52] D. Jocham, R. Golle und W. Volk, „Wear behavior of austempered ductile Iron (ADI) in cutting and forming tools,“ *IDDRG 2014 - Innovations for the sheet metal industry*, pp. 393-398, 2014.
- [53] J. R. Keough und V. M. Popvski, „Large Austempered Parts - Monster Opportunities,“ *American Foundry Society*, 2012.
- [54] U. Wittwer und A. Rechsteiner, „ADI - ein moderner Werkstoff mit vielfältigem Potenzial,“ *castingJournal*, pp. 4-6, 2005.
- [55] J. Mazur, „Lattice Parameters of Martensite and of Austenite,“ *Nature, Vol. 166*, p. 828, 1950.
- [56] B. S. Lement, *Distortion in Tool Steels*, American Society for Metals, 1959.
- [57] G. Tammann und E. Scheil, „Die Umwandlungen des Austenits und Martensits in gehärteten Stählen,“ *Zeitschrift fuer anorganische und allgemeine Chemie* 157, Nr. 1, pp. 1-21, 1926.
- [58] P. M. Kelly und J. Nutting, „The Morphology of Martensite,“ *J. Iron Steel Inst.* 197, pp. 199-211, 1961.
- [59] A. Rose, „Wärmebehandelbarkeit der Stähle,“ *Stahl und Eisen* 85/20, pp. 1229-1240, 1965.

- 
- 
- [60] O. N. Mohanty, Die thermische Austenitstabilisierung von C130, Karlsruhe: Universität Karlsruhe, 1975.
- [61] A. Lünenbürger, Zum Umwandlungs- und Verformungsverhalten bainitisch-austenitischer Siliziumstähle, Karlsruhe: Universität Karlsruhe, 1991.
- [62] <http://www.thyssenkrupp.com/>, „100 Jahre Edelstahl: Im Essener Forschungslabor von Krupp wurde der nichtrostende Stahl entwickelt und 1912 erstmals patentiert,“ Thyssen Krupp (Abruf 16.02.15), Presse-Mitteilung, 26.04.2012, 12:00 Uhr (MESZ), 2012.
- [63] C. Klöpper, Untersuchungen zur Zerspanbarkeit von austenitisch-ferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI), Aachen: RWTH Aachen, 2006.
- [64] J. L. Garin und R. L. Mannheim, „Strain-induced martensite in ADI alloys,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 143 bis 144, pp. 347-351, 2003.
- [65] M. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys (Part I + II), Oxford: University of Oxford, 2012.
- [66] E. K. M. Maalekian, „Modeling the effect of stress and plastic strain on martensite transformation,“ *Materials Science Forum*, pp. 2634-2639, 2010.
- [67] J. R. Patel und M. Cohen, „Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation,“ Nr. 1, pp. 531-538, 1953.
- [68] G. A. Roberts, R. Kennedy und G. Krauss, Tool Steels, 5th Edition, ASM International, 1998.
- [69] P. Hedström, Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel AISI 301, Lulea: Lulea University of Technology, 2005.
- [70] I. Tamura, „Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels,“ Bd. 16, Nr. 245-253, 1982.



- 
- 
- [71] S. Bhero und M. Mathabathe, „Determination of the Ductile to Brittle Transition Temperature of Austempered ductile iron,“ 2014.
- [72] E. C. Bain, „The Nature of Martensite,“ *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, Nr. 25-46, 1924.
- [73] H. K. D. H. Bhadeshia, *Worked Examples in the Geometry of Crystals*, London: The Institute of Metals, 2001.
- [74] G. Schulze, *Die Metallurgie Des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe*, Springer Verlag, 2010.
- [75] G. Kurdjumov und G. Sachs, „Über den Mechanismus der Stahlhärtung,“ *Zeitschrift für Physik*, Bde. %1 von %25-6, Nr. 64, pp. 325-343, 1930.
- [76] Z. Nishiyama, „X-ray Investigation of the Mechanism of the Transformation from Face Centered Cubic Latice to Body Centered Cubic,“ *Science Reports of Tohoku Imperial University*, Bd. 23, pp. 637-664, 1934.
- [77] Z. Nishiyama, *Martensitic Transformation*, New York: Academic Press, 1971.
- [78] A. Haldar, S. Suwas und D. Bhattacharjee, *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*, Springer Science & Business Media, 2009.
- [79] T. Marrow, H. Cetinel, N. Wardman, T. Brough und H. Bolyan, „Observation of Retained Austenite by Electron Backscatter Diffraction in Austmpered Ductile Iron,“ *Heat Treating; Proceedings of the 20th Conference*, Bd. 1, 2000.
- [80] B. Hoffmann, *Einfluß des Anlassens auf die Mikrostruktur und das Verformungsverhalten gehärteter Stähle*, Karlsruhe: Fakultät für Maschinenebau der Universität Karlsruhe (TH), 1996.

- 
- 
- [81] O. Vöhringer und E. Macherauch, „Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit,“ *HTM* 32, pp. 153-168, 1977.
- [82] A. Shibata, T. Murakami, S. Morito, T. Furuhashi und T. Maki, „The Origin of Martensite in Lenticular Martensite,“ *Materials Transactions, Vol. 49, No. 6*, pp. 1242-1248, 2008.
- [83] L. Sandoval, H. M. Urbassek und P. Entel, „The Bain Versus Nishiyama–Wassermann Path in the Martensitic Transformation of Fe,“ *New Journal of Physics*, 2009.
- [84] J. Scheil, C. Müller, M. Steitz und P. Groche, „Influence of Process Parameters on Surface Hardening in Hammer Peening and Deep Rolling,“ Bd. 554 bis 557, pp. 1819-1827, 2013.
- [85] E. Weck und E. Leistner, *Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren – Teil II: Farbätzen nach Beraha und ihre Abwandlungen*, Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1982.
- [86] R. A. Schwarzer, D. P. Field, B. L. Adams, M. Kumar und A. J. Schwartz, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science Second Edition*, Springer Verlag, 2009.
- [87] E. Langer, *Der Einfluß von Kristallfehlern auf Kossel- und Weitwinkel-Interferenzen*, Dresden: Technische Universität Dresden, 2004.
- [88] C. M. Park, *Rasterlektronenmikroskop, Untersuchung von alpha zu gamma Mikrotransformationstexturen in Stahl mittels Orientierungsmikroskopie im hochauflösenden*, Aachen: Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2004.
- [89] E. Menthe, *Bildung, Struktur und Eigenschaften der Randschicht von austenitischen Stählen nach dem Plasmanitrieren*, Herbert Utz Verlag, 1999.
- [90] C. S. Roberts, „Effect of Carbon on the Volume Fractions and Lattice Parameters of Retained Austenite and Martensite,“ Bd. 197, pp. 203-204, 1952.

- 
- 
- [91] L. Spieß, G. Teichert, R. Schwarzer, H. Behnken und C. Genzel, *Moderne Röntgenbeugung*, 2. Auflage: Vieweg + Täubner, 2009.
- [92] B. D. Cullity, *Elements of X-Ray diffraction*, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., 1956.
- [93] E. Prince, *International Tables for Crystallography Volume C - Mathematical, Physical and Chemical Tables*, Springer Verlag, 2004.
- [94] M. M. Yovanovich, *Micro and Macro Hardness Measurements, Correlations, and Contact Models*, American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2006.
- [95] E. 5-79, *Härteprüfung nach Vickers für Stahl*, 1979.
- [96] B. Backes, *Mikrostruktureller Einfluss auf das Indentierungsverhalten bei metallischen Werkstoffen - Experiment und Simulation*, Universität Erlangen, 2009.
- [97] A. C. Fischer-Cripps, *Nanoindentation*, Springer, 2011.
- [98] W. C. Oliver und G. M. Pharr, „An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments,“ *Journal of Materials Research* 7, 6, pp. 1564–1583, 1992.
- [99] K. Durst und M. Göken, „Nanoindentierung - Eine Sonde für die lokalen mechanischen Eigenschaften,“ *Metallographietagung 2004*, pp. 319-328, 2004.
- [100] K. Pöhlandt, „Weiterentwicklung des Stauchversuches zur Ermittlung von Fließkurven,“ *Rheol. Acta* 18, pp. 724-729, 1979.
- [101] S. Thomas, *Konstitutive Gleichungen und numerische Verfahren zur Beschreibung von Verformung und Schädigung*, Technische Universität Darmstadt, 2001.

- 
- 
- [102] R. Volk, Rauheitsmessung: Theorie und Praxis, Beuth Verlag, 2013.
- [103] C. Keck und R. H. Müller, Modernen Arzneiformen & Pharmazeutische Technologie, Berlin, 2012.
- [104] J. Rodriguez-Martinez, R. Pesci und A. Rusinek, „Expeimental Study on the Martensitic Transformation in AISI304 Steel Sheets Subjected to Tension Under Wide Ranges of Strain Rate at Room Temperature,“ *Materials Science and Engeneering A*, Nr. 1, 2011.
- [105] S. Foner, „Versatile and Sensitive Vibrating-Sample Magnetometer,“ *The Review of Scientific Instruments*, pp. 548-557, 1959.
- [106] M. Kriener, Spinzustandsänderung, magnetische Ordnung und Metall-Isolator-Übergang in Kobaltaten, Universität Köln, 2005.
- [107] B. Kaeswurm, Magnetic and Electrical Studies of Exchange Bias Systems, The University of York, 2011.
- [108] S. Hasse, Guß- und Gefügefehler: Erkennung, Deutung und Vermeidung von Guß- und Gefügefehlern bei der Erzeugung von gegossenen Komponenten, Schiele & Schön, 2002.
- [109] E. Duman, Druckabhhängigkeit der Invar-typischen Instabilitäten von Fe<sub>3</sub>C- (Zementit) Partikeln, Duisburg: Universität Duisburg-Essen, 2006.
- [110] B. Yang und H. Vehoff, „Dependence of nanohardness upon indentation size and grain size – A local examination of the interaction between dislocations and grain boundaries,“ *Acta Materialia*, Volume 55, Issue 3, pp. 849-856, 2007.
- [111] T.-H. Ahn, S. B. Lee, K.-T. Park, K. Oh und H. N. Ham, „Strain-induced  $\epsilon$ -martensite transformation during nanoindentation of high-nitrogen steel,“ *Materials Science and Engineering: A*, Volume 598, pp. 56-61, 2014.

- 
- 
- [112] M. Göken und M. Kempf, „Pop-ins in nanoindentations - the initial yield point,“ *Zeitschrift für Metallkunde, Volume 92, Issue 9*, pp. 1061-1067, 2001.
- [113] K. Sekido, T. Ohmura, T. Hara und K. Tsuzaki, „Effect of Dislocation Density on the Initiation of Plastic Deformation on FeC Steels,“ *Materials Transactions, Vol. 53, No. 5*, pp. 907-912, 2012.
- [114] R. Navamathavan, Y.-T. Moon, G.-S. Kim, T. G. Lee, J.-H. Hahn und S.-J. Park, „‘Pop-in’ phenomenon during nanoindentation in epitaxial GaN thin films on c-plane sapphire substrates,“ *Materials Chemistry and Physics 99*, pp. 410-413, 2006.
- [115] S.-R. Jian, Y.-C. Tseng, I.-J. Teng und J.-Y. Juang, „Dislocation Energetics and Pop-Ins in AlN Thin Films by Berkovich Nanoindentation,“ *Materials, Volume 6*, pp. 4259-4267, 2013.
- [116] T.-H. Ahn, C.-S. Oh, D.-H. Kim, K. Oh, H. Bei, E. P. George und H. Han, „Investigation of strain-induced martensitic transformation in metastable austenite using nanoindentation,“ *Scripta Materialia, Volume 63, Issue 5*, pp. 540-543, 2010.
- [117] S. Yazdani, „The Influence of Austempering Heat Treatment Variables on Dimensional Changes of a Ni-Cu Ductile Iron,“ *Materials Science Forum 514-516*, pp. 702-706, 2006.
- [118] V. L. Popov, *Kontaktmechanik und Reibung*, Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2010.
- [119] P. D. Hodgson und R. K. Gibbs, „A Matematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels,“ *Iron and Steel Institute of Japan International, 32(12)*, pp. 1329-1338, 1992.
- [120] H. Porus-Romero, I. Lonardelli, D. Cogswell und H. K. D. H. Bhadeshia, „Austenite Grain Growth in a Nuclear Pressure Vessel Steel,“ *Materials Science and Engineering A 567*, pp. 72-79, 2013.
- [121] E. O. Hall und N. J. Petch, „The Cleavage Strength of Crystals,“ *J. Iron & Steel Inst.*, Bd. 174, 1950.


- 
- 
- [122] E. J. Pavlina und C. J. V. Tyne, „Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels,“ *Journal of Materials Engineering and Performance*, Bd. 6, pp. 888-893, 2008.
- [123] D. Meschede, Gerthsen Physik 24. Auflage, Springer, 2010.
- [124] S. Takaki, K. Fukunaga, J. Syarif und T. Tschuiyama, „Effect of Grain Refinement on Thermal Stability of Metastable Austenitic Steel,“ *Materials Transactions* 45 7, pp. 2245-2251, 2004.
- [125] M. Cohen, „Operational Nucleation in Martensitic Transformations,“ *Metallurgical Transactions* 3, pp. 1095-1098, 1972.
- [126] M. Oliferuk und M. Maj, „Stress-strain curve and stored energy during uniaxial deformation of polycrystals,“ *European Journal of Mechanics A/Solids* 28, pp. 266-272, 2009.
- [127] S. Enders, Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften von spröden Schicht- und Kompaktsystemen durch Deformation kleiner Volumina, Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, 2000.
- [128] K. L. Johnson, „The correlation of indentation experiments,“ *J. Mech. Phys. Solids*, 18, pp. 115-126, 1970.
- [129] A. Häse, Miniaturmessungen zur Bestimmung mechanischer Kennwerte von Lotwerkstoffen aus der Mikroelektronik, Technische Universität Berlin, 2006.
- [130] M. A. Nastasi, D. M. Parkin und H. Gleiter, Mechanical Properties and Deformation Behavior of Materials Having Ultra-Fine Microstructures, Springer Science & Business Media, 1993.
- [131] <http://www.aalco.co.uk/>. [Online]. Available: [http://www.aalco.co.uk//datasheets/Stainless-Steel-14301-Bar-and-Section\\_34.ashx](http://www.aalco.co.uk//datasheets/Stainless-Steel-14301-Bar-and-Section_34.ashx). [Zugriff am 15.8.2015].



- 
- 
- [132] A. Polishetty, Machinability and microstructural studies on phase transformations in Austempered Ductile Iron, Auckland University of Technology, 2001.
- [133] P. Groche, J. Filzek und G. Nitzsche, „Local contact conditions in sheet metal forming and their simulation in laboratory test methods,“ *Annals of the German Academic Society for Production Engineering XI/1, Nr. 1*, 2004.
- [134] M. C. L. Iorio und R. Jones, „Technical Note: Solubility of Nitrogen in Experimental Low-Nickel Austenitic Stainless Steel,“ *The Journal of The South African Institute of Mining and Metallurgy*, pp. 173-178, 1994.

## 9 Anhang


### 9.1 Zusammensetzung von EN-JS2070



EISENGUSS GMBH · POSTFACH 2067 · 74811 MOSBACH

Daimler AG  
z.Hd. Herrn Knauer  
BM/B5-FAM HPC: C133  
Bela-Barenyi-Straße 1  
  
71059 Sindelfingen

GRAUGUSS · SPHÄROGUSS  
VOLLFORMGUSS



Mosbach, 20. März 2008

### Abnahmeprüfzeugnis nach EN 10204 – 3.1.B

Ihre Bestellung Nr.

**1050182852**

Projekt:

Versuch

Auftrag	Stk	Prüfgegenstand	Teile-Nr.:	Werkstoff	Schmelze
581706	3	Platten	<b>B999802301486</b>	EN-JS 2070	N1

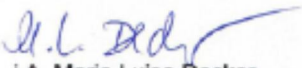
Chemische Zusammensetzung ( Schmelzanalyse % )

Min. Max.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Mg
	3,400 3,700	2,100 2,400	0,001 0,600	0,001 0,050	0,001 0,100	0,001 0,030	0,900 1,100	0,500 0,800	0,001 0,030	1,000 2,000	0,040 0,090
581706	3.660	2.180	0.453	0.040	0.025	0.021	0.979	0.541	0.015	1.090	0.058

Auftrag	Zugfestigkeit (N/mm²)	Härte (HB)	Biegefestigkeit (N/mm²)	Durchbiegung (mm)	Streckgr. (N/mm²)	Dehnung (%)	Kerbschlagz. (J/cm²)
581706		<b>264</b>					

Die angegebenen chemischen Werte wurden von einem getrennt gegossenen Probestab entnommen.

**Eisenguss GmbH**  
Werkssachverständige/r



**i.A. Maria Luise Decker**

Eisenguss GmbH  
Torhausstraße 4  
74821 Mosbach-Neckarelz

Tel. 06261/9757-0  
Fax 06261/9757-10  
e-mail: info@eisenguss.de  
http://www.eisenguss.de

\* Sparten  
Neckartal-Odenwald (BLZ 674 500 40) 3 009 099  
Volksbank Mosbach (BLZ 670 600 41) 35 077 707  
Postbank Stuttgart (BLZ 600 100 70) 57 06-709

Geschäftsführer:  
Claus Schönherdt  
Horst Schönherdt

Registergericht:  
Mannheim HRB 440724

## 9.2 Text der pcr-Datei zur Rietveld-Verfeinerung

```
COMM 3h-900C-90min-350C
!Job Npr Nph Nba Nex Nsc Nor Dum Iwg Ilo Ias Res Ste Nre Cry Uni Cor Opt Aut
  0 7 2 7 2 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0
!lpr Ppl Ioc Mat Pcr Ls1 Ls2 Ls3 NLI Prf Ins Rpa Sym Hkl Fou Sho Ana
  0 0 1 0 1 0 4 0 0 -3 10 0 1 0 0 1 0
! Lambda1 Lambda2 Ratio Bkpos Wdt Cthm muR AsyLim Rpolarz 2nd-muR -> Patt# 1
  1.540510 1.544330 0.51400 30.000 25.000 0.7899 0.1000 80.00 0.5000 0.1000
!NCY Eps R_at R_an R_pr R_gl Thmin Step Thmax PSD Sent0
  10 0.10 1.00 1.00 1.00 1.00 10.1200 0.020006 100.0000 0.000 0.000

!2Theta/TOF/E(Kev) Background for Pattern# 1
  37.2726 16.8423 41.00
  47.7922 13.6842 51.00
  62.4533 12.6845 61.00
  71.9789 10.4708 71.00
  86.6401 12.5466 81.00
  92.3554 10.6330 91.00
  97.3253 10.6457 101.00
! Excluded regions (LowT HighT) for Pattern# 1
  2.00 37.00
  17 !Number of refined parameters
! Zero Code SyCos Code SySin Code Lambda Code MORE ->Patt# 1
  0.00000 10.0 0.00000 0.0 0.00000 0.0 0.000000 0.00 0
!-----
! Daten für erste Phase
!-----
Alpha-Fe
!Nat Dis Ang Pr1 Pr2 Pr3 Jbt Irf Isy Str Furth ATZ Nvk Npr More
  1 0 0 0.0 0.0 1.0 0 0 0 0 0 107.937 0 7 0
I m -3 m <--Space group symbol
!Atom Typ X Y Z Biso Occ In Fin N_t Spc /Codes
Fe FE 0.00000 0.00000 0.00000 0.38011 0.02048 0 0 0 0
  0.00 0.00 0.00 131.00 0.00
! Scale Shape1 Bov Str1 Str2 Str3 Strain-Model
0.10386E-01 0.00000 0.00000 0.00000 0.00000 0.00000 0
  21.00000 0.000 0.000 0.000 0.000 0.000
! U V W X Y GauSiz LorSiz Size-Model
  0.000000 0.000000 0.138350 0.560562 0.000000 0.000000 0.000000 0
  0.000 0.000 121.000 161.000 0.000 0.000 0.000
! a b c alpha beta gamma #Cell Info
  2.868153 2.868153 2.868153 90.000000 90.000000 90.000000
  111.00000 111.00000 111.00000 0.00000 0.00000 0.00000
! Pref1 Pref2 Asy1 Asy2 Asy3 Asy4 S_L D_L
  0.0000 0.0000 0.00000 0.00000 0.00000 0.00000 0.00000 0.00000
  0.00 0.00 0.00 0.00 0.00 0.00 0.00
!-----
! Daten für zweite Phase
!-----
gamma-Fe
!Nat Dis Ang Pr1 Pr2 Pr3 Jbt Irf Isy Str Furth ATZ Nvk Npr More
  1 0 0 0.0 0.0 1.0 0 0 0 0 0 215.875 0 7 0
F m -3 m <--Space group symbol
!Atom Typ X Y Z Biso Occ In Fin N_t Spc /Codes
Fe FE 0.00000 0.00000 0.00000 0.75355 0.02048 0 0 0 0
  0.00 0.00 0.00 151.00 0.00
! Scale Shape1 Bov Str1 Str2 Str3 Strain-Model
0.21905E-02 0.00000 0.00000 0.00000 0.00000 0.00000 0
  31.00000 0.000 0.000 0.000 0.000 0.000
! U V W X Y GauSiz LorSiz Size-Model
```

0.000000	0.000000	0.138350	0.534205	0.000000	0.000000	0.000000	0
0.000	0.000	121.000	171.000	0.000	0.000	0.000	
! a	b	c	alpha	beta	gamma	#Cell Info	
3.630407	3.630407	3.630407	90.000000	90.000000	90.000000		
141.00000	141.00000	141.00000	0.00000	0.00000	0.00000		
! Pref1	Pref2	Asy1	Asy2	Asy3	Asy4	S_L	D_L
0.00000	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00

---

## Lebenslauf

---

Geboren am 12.01.1984 in Emsdetten

1990-1994

Grundschule Hollingen in Emsdetten

1994-2003

Katholische Privatschule Arnold-Janssen-Gymnasium in St. Arnold. Abschluss: Abitur

2003-2004

Zivildienst beim „sozialen Friedendienst“ in Darmstadt

2004-2010

Studium der Materialwissenschaften an der TU-Darmstadt. Abschluss: Diplom

Diplomarbeit bei der Daimler AG mit dem Thema *Werkstoffmodellierung der Festklopfbearbeitung*

2010-2016

Wissenschaftlicher Mitarbeiter in der *Physikalischen Metallkunde* (PhM) an der TU-Darmstadt im Fachbereich Materialwissenschaften